

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

**SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA (FSW) NO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 304**

Athos Henrique Plaine

São Carlos

2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

**SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA (FSW) NO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 304**

Athos Henrique Plaine

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à
obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

Orientador: Dr. Nelson Guedes de Alcântara

Agência Financiadora: CAPES

São Carlos

2013

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

P698sf Plaine, Athos Henrique.
Soldagem por fricção e mistura (FSW) no aço inoxidável
austenítico AISI 304 / Athos Henrique Plaine. -- São Carlos :
UFSCar, 2013.
56 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São
Carlos, 2013.

1. Soldagem. 2. FSW - (Friction Stir Welding). 3. Aço
inoxidável. I. Título.

CDD: 671.52 (20ª)

DEDICATÓRIA

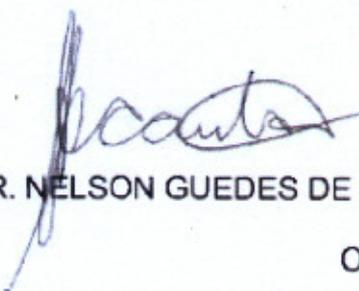
A minha filha Mirela.

VITAE DO CANDIDATO
Engenheiro de Materiais pela UFSCar (2011).

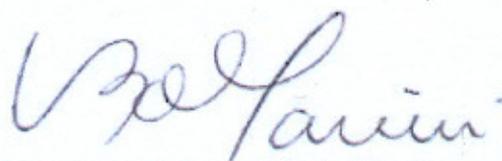
i

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
ATHOS HENRIQUE PLAINE
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 09 DE MARÇO DE 2013.

BANCA EXAMINADORA:



PROF. DR. NELSON GUEDES DE ALCÂNTARA
ORIENTADOR
PPG-CEM/DEMA/UFSCAR



PROF. DR. CLAUDEMIRO BOLFARINI
PPG-CEM/DEMA/UFSCAR



DR. CELSO RIBEIRO
GRUPO LABMAT - SGS

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Nelson Guedes de Alcântara pelo apoio e oportunidades proporcionadas durante o desenvolvimento do meu trabalho

Ao instituto de pesquisa HZG, da Alemanha, em nome do Dr. Jorge Fernandez dos Santos, por proporcionar a realização de parte deste trabalho

A CAPES pelo aporte financeiro .

Aos professores e colegas do DEMA/UFSCar pelas aulas, amizade e palavras encorajadoras.

A minha esposa Letícia, que mais do que meu amor, é minha cúmplice, por todo carinho e por sempre acreditar em mim e me incentivar.

Aos meus pais e irmãos pela confiança e incentivo em todas as etapas da minha vida e por nunca me deixarem desistir.

RESUMO

Os aços inoxidáveis são uma importante classe de materiais de engenharia que possuem propriedades atrativas, como a alta resistência mecânica e a corrosão, sendo extensamente aplicados em muitas indústrias e em diversos ambientes. Esses materiais, frequentemente considerados difíceis de serem soldados pelos métodos de soldagem por fusão convencionais, têm demonstrado um excelente desempenho quando unidos pela técnica de soldagem por fricção e mistura (FSW – *Friction Stir Welding*), um processo de soldagem no estado sólido. Na FSW, a energia do processo determina a magnitude do ciclo térmico e a intensidade da deformação que ocorre no material durante o processo – energia essa controlada pelos parâmetros de soldagem – afetando características do grão e conseqüentemente as propriedades mecânicas das juntas. O presente estudo tem por objetivo avaliar a viabilidade de união de placas de aço inoxidável austenítico AISI 304 e relacionar processo, microestruturas e propriedades mecânicas nestas soldas. As amostras foram produzidas utilizando-se uma ferramenta de nitreto de boro cúbico (PCBN) e quatro diferentes velocidades de rotação da ferramenta. A observação microestrutural mostrou que as soldas produzidas apresentam além do metal de base (MB), três zonas típicas do processo FSW: zona de mistura (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA). A ZTA apresentou uma microestrutura similar ao MB, enquanto que ZTMA e a ZM foram caracterizadas por recuperação e recristalização dinâmica, respectivamente. No lado de avanço da ZM houve a formação de fase- σ , frágil e indesejada. A variação dos parâmetros de processo afetou principalmente o tamanho médio de grãos, a deformação sofrida pelo material e a extensão das zonas de soldagem. Os resultados dos ensaios mecânicos demonstraram coerência com as microestruturas observadas, de forma que as propriedades mecânicas das juntas soldadas foram superiores ao MB, sendo dessa forma atraentes do ponto de vista tecnológico.

FRICION STIR WELDING (FSW) OF 304 AISI AUSTENITIC STAINLESS STEEL

ABSTRACT

Stainless steels are an important class of engineering materials with attractive properties such as high mechanical and corrosion resistance and thereby widely used in a variety of industries and environments due to its outstanding properties such as mechanical and corrosion resistance. These materials, which are usually considered difficult to weld by conventional fusion welding processes, have demonstrated outstanding performance when joined by Friction Stir Welding (FSW), a solid-state joining process. FSW input energy regulates the magnitude of the thermal cycle and the intensity of deformation during the process, and it can be controlled by the welding parameters, which affects the grain features and consequently the mechanical properties of the joints. The aim of this work is to evaluate the feasibility of producing friction stir welds of a 304 austenitic stainless steel and correlate this process to the microstructures and mechanical properties in these joints. The samples were produced using a polycrystalline cubic boron nitrides (PCBN) tool and four different rotational speeds. Microstructural investigation showed that all joints presented, besides the base material (BM), the three typical FSW zones: stir zone (SZ), thermomechanically affected zone (TMAZ) and heat affected zone (HAZ). The ZTA exhibited a microstructure similar to MB, while ZTMA and ZM were characterized by dynamic recovery and recrystallization, respectively. In the advancing side of ZM was observed the formation of sigma phase, a brittle and undesirable phase. The welding parameters variation affected mainly the deformation experienced by the material, the average grain size and length of the weld zones. The mechanical tests were consistency with the observed microstructures, being the mechanical properties of joints higher than BM, which is very attractive from the technological point of view.

PUBLICAÇÕES

PLAINE, A. H. et al. Influence of energy input in friction stir welding on structure evolution and mechanical behaviour of 304 austenitic stainless steel. In: 67th ABM CONGRESS, 67., 2012, Rio de Janeiro.... **Proceedings**. Rio de Janeiro: ABM, 2012. P. 1442-1447.

PLAINE, A. H. ; ALCANTARA, N. G. ; SANTOS, J. F. Soldagem por Fricção e Mistura auxilia na união de chapas de aço inoxidável. **Revista Corte e Conformação de Metais**, p. 90 - 95, dez. 2012.

SUMÁRIO

BANCA EXAMINADORA.....	I
AGRADECIMENTOS	III
RESUMO.....	V
ABSTRACT	VII
PUBLICAÇÕES	IX
SUMÁRIO.....	XI
ÍNDICE DE TABELAS	XIII
ÍNDICE DE FIGURAS	XV
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....	XIX
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS	5
2.1.1 Classificação dos aços inoxidáveis	5
2.1.2 Aços inoxidáveis austeníticos.....	6
2.1.3 Fase Sigma	7
2.1.4 Sensitização dos aços inoxidáveis	9
2.1.5 Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos	10
2.1.6 Processos de soldagem dos aços inoxidáveis	11
2.2 SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA (FSW)	11
2.2.1 Regiões da solda.....	13
2.2.2 Parâmetros de Processo	15
2.2.3 Cálculo do Aporte Térmico	16
2.2.4 Recuperação e recristalização na SAPNC	17
3. OBJETIVOS	21
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
4.1 FLUXOGRAMA	23
4.2 MATERIAL E EQUIPAMENTO	24
4.3 TEMPERATURA.....	27
4.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA.....	27
4.5 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA	29

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	31
5.1 FORÇA AXIAL E TORQUE.....	31
5.2 CICLOS TÉRMICOS	33
5.3 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA.....	34
5.3.1 Detalhamento Microestrutural	36
5.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	43
5.4.1 Microdureza	44
5.4.2 Tração.....	46
6. CONCLUSÕES	49
7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	51
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	53

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 Condições de soldagem em função de parâmetros de processo, adaptado de [24].....	16
Tabela 4.1 Composição química do aço AISI 304 fornecido.....	24
Tabela 4.2 Propriedades do aço AISI 304 fornecido.....	24
Tabela 4.3 Parâmetros de processo estabelecidos para este trabalho.....	26
Tabela 5.1 Valores obtidos dos ensaios de microdureza Vickers.....	46
Tabela 5.2 Valores obtidos dos ensaios de tração.....	47

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Taxa de crescimento anual da produção mundial de aço inoxidável bruto [1].	1
Figura 2.1 Diagrama ternário Fe-Cr-Ni. [7].	7
Figura 2.2 Esquema da precipitação da fase- σ nos aços inoxidáveis austeníticos. [14]	8
Figura 2.3 Desenho esquemático do empobrecimento de Cr em regiões adjacentes aos contornos de grão. [18].	9
Figura 2.4 Curva Tempo-Temperatura-Sensitização (TTS) para o aço inoxidável 304. [19].	10
Figura 2.5 Ilustração do processo FSW: (a) detalhe da ferramenta e (b) representação esquemática da ferramenta promovendo a consolidação do cordão de solda. [22]	12
Figura 2.6 Lado de avanço e recuo no processo FSW [24].	13
Figura 2.7 Regiões de uma solda FSW, plano y-z [26].	14
Figura 2.8 Mapas de orientação de imagem por figura de polo inversa da SAPNC de ferro puro evidenciando a) a mudança da microestrutural desde ZTA até a ZM, com detalhes na b) ZTA, c) ZTMA e d) começo da ZM. Adaptado de Mironov. [37].	18
Figura 4.1 Fluxograma mostrando as atividades desenvolvidas em todas as etapas do trabalho.	23
Figura 4.2 Sistema Gantry com gás inerte acoplado junto à ferramenta.	25
Figura 4.3 Ferramenta a base de PCBN utilizada no trabalho.	25
Figura 4.4 Previsão da quantidade de energia gerada para cada uma das condições pré-estabelecidas.	26

Figura 4.5 Posicionamento do termopar para o levantamento do perfil de temperatura local.	27
Figura 4.6 Equipamento Zwick/Roell ZHV utilizado no levantamento dos perfis de microdureza Vickers.....	28
Figura 4.7 Posição de retirada e dimensão dos corpos de prova para o ensaio de tração.	29
Figura 4.8 Cortadeira Struers Discotom-6 e lixadeira e politriz universal Buehler Phoenix 4000.	29
Figura 4.9 Microscópio ótico Leica DM IRM para análise metalográfica.....	30
Figura 5.1 Variação da força axial imposta ao material ao longo do processo FSW.....	31
Figura 5.2 Variação do torque ao longo do processo FSW.....	33
Figura 5.3 Perfis de temperatura na região central das ZMs.	33
Figura 5.4 Macrografias da seção transversal das juntas para as diferentes condições de soldagem: (a) condição 1; (b) condição 2; (c) condição 3 e (d) condição 4.....	35
Figura 5.5 Diferentes zonas da solda identificadas na seção transversal das juntas (condição 3).....	35
Figura 5.6 Micrografias óticas das zonas de solda (condição 1): (a) MB e (b) ZTA	36
Figura 5.7 Tamanho médio dos grãos da ZTA para as diferentes condições de soldagem	37
Figura 5.8 ZTMA (condição 1): a) Grãos deformados e alongados e (b) Recuperação dinâmica com formação de subgrãos.	38
Figura 5.9 Extensão da ZTMA para diferentes condições de soldagem: (a) condição 1 e (b) condição 4	38

Figura 5.10 ZM (condição 1): (a) Grãos austeníticos recristalizados e b) Ferrita- δ presente ao longo dos contornos de grão.	39
Figura 5.11 Micrografias óticas da ZM: (a) condição 1; (b) condição 2; (c) condição 3 e (d) condição 4.....	40
Figura 5.12 Microscopia ótica do lado de avanço da ZM: (a) e (b) Formação de grãos equiaxiais micrométricos; (c) Micrografia observada por Park et. al. [40]	41
Figura 5.13 Micrografia otica da ZM evidenciando a formação de fase- δ no lado de avanço.....	42
Figura 5.14 Tamanho médio dos grãos das diferentes zonas de solda (condição 3).....	44
Figura 5.15 Perfil de microdureza Vickers na seção transversal da junta	45
Figura 5.16 Comparação dos perfis de microdureza Vickers na seção transversal das juntas.....	46

SÍMBOLOS E ABREVIações

A	Alongamento
AISI	The American Iron and Steel Institute
CAA	Contornos de alto ângulo
CBA	Contornos de baixo ângulo
CFC	Estrutura cristalina Cúbica de Face Centrada
E	Aporte térmico
ε	Taxa de deformação
EDS	Energy dispersive spectroscopy
EFE	Energia de falha de empilhamento
FSW	Friction stir welding
Fz	Força axial
HZG	Helmholtz-Zentrum Geesthacht
LA	Lado de avanço
LR	Lado de retrocesso
MB	Metal de Base
MET	Microscopia eletrônica de varredura
MIG	Metal inert gas
MO	Microscopia ótica
OPS	Solução abrasiva de sílica coloidal
PCBN	Nitreto de boro cúbico policristalino
Rm	Tensão máxima
Rp0,2	Tensão de escoamento
T	Temperatura
TIG	Tungsten inert gas
TTS	Tempo-Temperatura-Sensitização
TWI	The Welding Institute
VR	Velocidade de rotação
VR	Velocidade de rotação
VS	Velocidade de soldagem
Z	Parâmetro de Zener-Hollomon

xx

ZM Zona de Mistura

ZTA Zona Termicamente Afetada

ZTMA Zona Termomecanicamente Afetada

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são uma importante classe de materiais de engenharia, com propriedades de resistência à corrosão essenciais para atender diversos tipos de demanda em diferentes indústrias e ambientes. Desta maneira, a produção mundial dessas ligas tem crescido de forma exponencial desde o seu surgimento, conforme mostrado na Figura 1.1 [1].

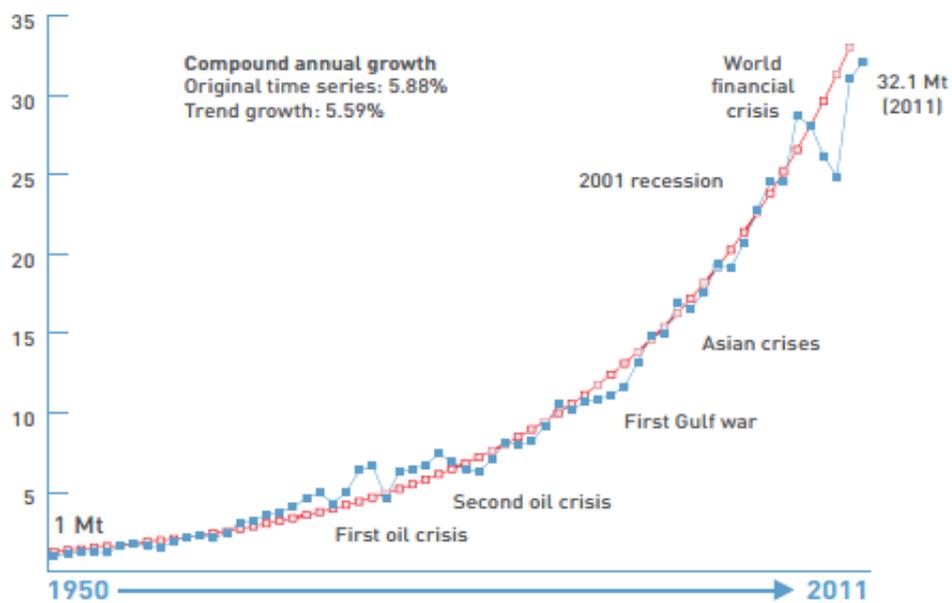


Figura 1.1 Taxa de crescimento anual da produção mundial de aço inoxidável bruto [1].

No Brasil, o uso crescente de aço inoxidável nos últimos anos está atrelado principalmente à indústria de óleo e gás, com a descoberta de novos campos com maiores concentrações de contaminantes, que estão dentro de uma nova fronteira tecnológica de produção, conhecida como Pré-sal. Por este motivo este segmento tem lançado grandes desafios à cadeia de fornecedores em alguns itens, como por exemplo, tubos, válvulas, compressores, bombas, trocadores de calor, flanges e etc., que serão utilizados na fabricação de equipamentos aplicados nas áreas de exploração, *upstream*, *downstream* e produção, onde existe uma exigência de materiais com alta resistência a corrosão aliada a outras propriedades.

Este novo cenário de exploração e produção junto à política do Conteúdo Local vem impulsionando o desenvolvimento do mercado nacional de forma sustentável, onde há o incentivo para a instalação de empresas internacionais no Brasil e também proporciona a ampliação da capacidade produtiva, garantindo a cadeia de fornecedores locais condições amplas na contratação de bens e serviços. Isto vem proporcionando um aumento no investimento nacional para atender os novos desafios decorrentes desta nova fronteira tecnológica, o que promove o fortalecimento da indústria brasileira e o consumo de aço inoxidável [1].

Contudo, existem ainda desafios a serem resolvidos na união destes materiais. Os aços inoxidáveis têm um alto coeficiente de expansão térmica e baixa condutividade, assim o alto calor absorvido no uso das técnicas tradicionais de soldagem por fusão resulta em excessiva distorção e tensão residual e geralmente mudanças microestruturais indesejadas. No caso específico dos aços inoxidáveis austeníticos três grandes problemas se destacam: 1) A sensitização, causada pela formação de carboneto de cromo; 2) As trincas a quente; 3) A formação da fase sigma, fragilizante e indesejável. Todos estes problemas estão relacionados com as altas temperaturas atingidas pelos processos tradicionais de soldagem por fusão [2].

Em princípio, existe uma alternativa para minimizar tais problemas, que é a utilização do processo de soldagem no estado sólido denominado friction stir welding (FSW) ou soldagem por fricção e mistura. A FSW foi desenvolvida na Inglaterra em 1991 no TWI (The Welding Institute) e desde então se tornou um dos temas mais pesquisados na área de soldagem [3].

Neste processo de soldagem a temperatura de trabalho não excede 80% da temperatura de fusão da liga e, além disso, são introduzidas altas taxas de deformação pela ferramenta no material, produzindo juntas com uma microestrutura geralmente recristalizada, com tensões residuais e distorções reduzidas e sem trincas ou macrossegregações provenientes da solidificação, permitindo a obtenção de microestruturas com propriedades mecânicas em muitos casos superiores às obtidas por processos convencionais. Contudo, cada liga em particular a ser unida no estado sólido pelo processo FSW

demanda um projeto específico de ferramenta e uma determinação de parâmetros de processo exclusiva, sendo que a correlação entre estas variáveis e o resultado desejado é complexa [3].

Hoje, o processo FSW já é bem consolidado para as várias ligas de alumínio e outras ligas leves, sendo aplicado inclusive industrialmente. Para as ligas a base de ferro e outras ligas de alto ponto de fusão o processo ainda não é bem entendido e requisita mais pesquisas que relacionem os parâmetros de processo e seus efeitos na soldagem resultante. Esta defasagem em relação às ligas leves deve-se ao fato de até recentemente não haver ferramentas que mantivessem as propriedades requeridas pelo processo a temperaturas elevadas. Neste contexto, em função do desenvolvimento recente de tais ferramentas, a aplicação da FSW em escala industrial para ligas a base de ferro está condicionada à realização de estudos mais aprofundados que confirmem uma reprodutibilidade e confiabilidade ao referido processo de união para estes materiais. O escopo deste trabalho visa incrementar o nível de conhecimento atual do processo FSW para um importante tipo de aço inoxidável, AISI 304, com um enorme potencial de aplicação.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que apresentam como principal elemento de liga o Cr em uma porcentagem mínima de 10,5%, com ou sem adição de outros elementos de liga. O teor mínimo de 10,5% Cr é aquele no qual o mesmo apresenta uma resistência efetiva à corrosão. Esse teor é resultado de estudos realizados com ligas de Fe-Cr submetidos à corrosão atmosférica industrial por dez anos. O estado passivo deve-se a formação de um filme de óxido de cromo com uma espessura da ordem de 3 a 5 μm na superfície dos aços inoxidáveis, conhecido como camada de passivação [4].

2.1.1 Classificação dos aços inoxidáveis

Inicialmente, os aços inoxidáveis eram denominados de acordo com os teores de cromo e níquel presentes na liga. Os primeiros tipos desenvolvidos, que continham 18% de Cr e 8% de Ni, eram denominados de aços inoxidáveis 18-8. À medida que novas ligas de aços inoxidáveis foram desenvolvidas, essa nomenclatura tornou-se inviável. Isso levou a AISI (*The American Iron and Steel Institute*) a estabelecer um sistema de classificação para os aços inoxidáveis [5].

Segundo a AISI, os aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco categorias de acordo com a composição química, microestrutura, estrutura cristalina das fases presentes, ou tratamento térmico utilizado. As cinco categorias são:

1. Aços inoxidáveis da série 200, com cromo, níquel e manganês;
2. Aços inoxidáveis da série 300, com cromo e níquel;
3. Aços inoxidáveis da série 400, com cromo ou cromo carbono;
4. Aços inoxidáveis da série 500, com cromo molibdênio;
5. Aços inoxidáveis duplex, com cromo, níquel, titânio ou molibdênio.

Os aços das séries 200 e 300 são austeníticos; da série 400 podem ser ferríticos (% de Cr acima de 18% com máximo de 0,35% C) ou martensíticos (% de Cr variando de 11 a 18% e de 0,15 a 1,2 % de C); os da série 500 são martensíticos (4 a 9% de Cr; 2 a 4% de Mo; e máximo de 0,25% de C), e os

aços inoxidáveis duplex são ferríticos-austeníticos (23-30%Cr; 2,5 – 7% Ni, com adições de Ti ou Mo).

2.1.2 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos recebem esse nome por apresentarem uma matriz austenita estabilizada a temperatura ambiente, graças a adição, principalmente, de níquel ao ferro. Possuem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), não são magnéticos, não temperáveis e endurecidos somente por trabalho a frio, além de apresentarem excelente resistência à corrosão e ótima resistência mecânica em baixas e altas temperaturas. Essas características permite uma gama gigantesca de aplicações, fazendo com que esse tipo de aço inoxidável seja responsável por aproximadamente 70% da produção dos aços inoxidáveis. Essas aplicações variam desde trabalhos à temperatura ambiente até em elevadas temperaturas (até 1150 °C) e em baixíssimas temperaturas (condições criogênicas), gerando uma série de alternativas que dificilmente são conseguidas com outros materiais [6].

Os aços inoxidáveis austeníticos mais comuns são os da série 300, que são essencialmente ligas de Fe-Cr-Ni. A presença do Ni melhora consideravelmente a resistência à corrosão, auxiliando na formação da camada de óxido protetora. O elemento Ni é também estabilizador básico da austenita e o Cr da ferrita, deste modo a proporção correta entre esses vai definir o equilíbrio entre as fases, conforme observamos na Figura 2.1. [7]

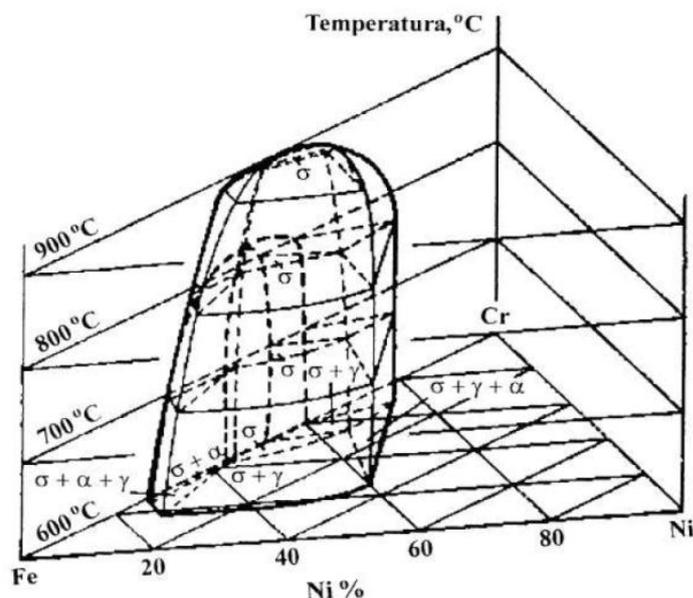


Figura 2.1 Diagrama ternário Fe-Cr-Ni. [7]

Observa-se que basicamente quatro fases sólidas são formadas neste sistema: austenita (γ), ferrita (α e δ), ferrita alfa (α') e fase sigma (σ).

2.1.3 Fase Sigma

A fase- σ é uma fase de elevada dureza e muito frágil, com uma possível composição de 24% Cr, 18% Mo, 6% Ni e 52% Fe e outra de 48% Cr e 52% Fe. Sua presença é indesejável nos aços inoxidáveis por comprometer tanto a resistência à corrosão quanto a tenacidade [8]. O comprometimento da resistência à corrosão se deve ao empobrecimento do cromo presente ao redor da fase- σ formada na matriz. A presença de sigma, além do grande endurecimento que causa no material, acaba por comprometer também a ductilidade, impedindo muitas vezes a aplicação convencional do aço. De acordo com o diagrama ternário Fe-Cr-Ni apresentado anteriormente, a formação da fase- σ é proporcional ao teor de cromo, porém, observa-se que é inversamente proporcional ao teor de níquel, reduzindo sua formação conforme se aumenta o teor desse elemento de liga.

Aços inoxidáveis com estrutura totalmente austenítica possuem uma cinética de precipitação de fase σ muito lenta, e de acordo com inúmeros

trabalhos publicados [9-17], são necessárias centenas ou milhares de horas na faixa de temperatura de precipitação para que ocorra a formação significativa da fase σ . Existem três principais motivos para essa característica: [14]

- i. A fase σ é precipitada após a precipitação de carbonetos e/ou nitretos, já que o carbono e o nitrogênio são insolúveis na fase σ ;
- ii. A fase σ é formada por elementos de solução sólida substitucional no aço, e a difusão desse tipo de elemento é muito lenta na austenita;
- iii. A fase σ possui uma estrutura cristalina complexa, incoerente com a austenita, acarretando em formação mais lenta do precipitado.

Em aços inoxidáveis austeníticos que possuem certo teor de ferrita- δ em sua composição, tais como na condição de fundido ou soldado, a precipitação da fase σ a partir da ferrita- δ é preferencial e significativamente mais rápida, visto que a difusão do cromo e do molibdênio é cerca de 100 vezes mais rápida na ferrita do que na austenita. A decomposição da ferrita- δ ocorre do mesmo modo citado para os aços inoxidáveis duplex, através de uma reação eutetóide do tipo: $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_{\text{secundária}}$. Isto ocorre devido à composição química da ferrita- δ , rica em elementos facilitadores para a formação da fase σ .

A Figura 2.2 mostra um esquema de precipitação da fase σ nos aços inoxidáveis austeníticos. [9, 14]

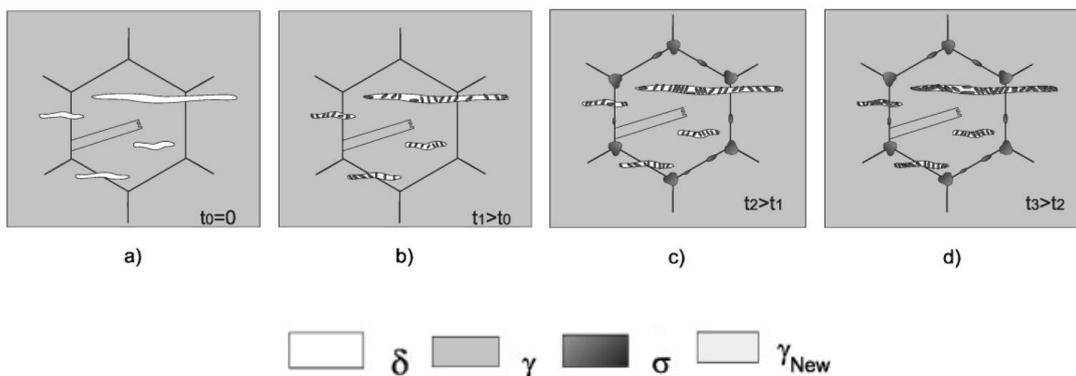


Figura 2.2 Esquema da precipitação da fase- σ nos aços inoxidáveis austeníticos. [14]

2.1.4 Sensitização dos aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis sofrem corrosão intergranular devido à formação de uma zona empobrecida em cromo ao longo dos contornos de grão, como consequência da precipitação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6). Átomos de cromo que se encontravam em solução sólida no aço, difundem-se para os contornos de grão, formando carbonetos e diminuindo a resistência à corrosão local (Figura 2.3). A formação desta zona empobrecida em cromo chama-se sensitização, porque torna o material sensível à corrosão intergranular. [18]

A sensitização depende do teor de carbono do aço inoxidável e do tempo de exposição em certa temperatura. Os aços austeníticos sofrem sensitização quando são expostos na faixa de 400 a 950 °C, enquanto que os ferríticos somente para temperaturas acima de 925 °C. [18]

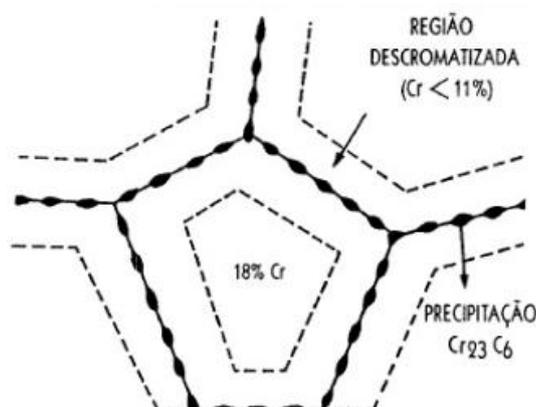


Figura 2.3 Desenho esquemático do empobrecimento de Cr em regiões adjacentes aos contornos de grão. [18]

Com o objetivo de fornecer maiores informações quanto à sensitização, foram criadas curvas que envolvem tempo e temperatura, as quais servem para orientar os níveis de tratamentos térmicos necessários a fim de evitar esse fenômeno, ilustrando o efeito do teor de carbono sobre o mesmo (Figura 2.4). Estas curvas são orientações gerais e devem ser verificadas antes de serem aplicadas a vários tipos de aços inoxidáveis. A precipitação dos carbonetos ocorre nas regiões à direita das curvas em meio à variação no teor de carbono da liga. [19,20]

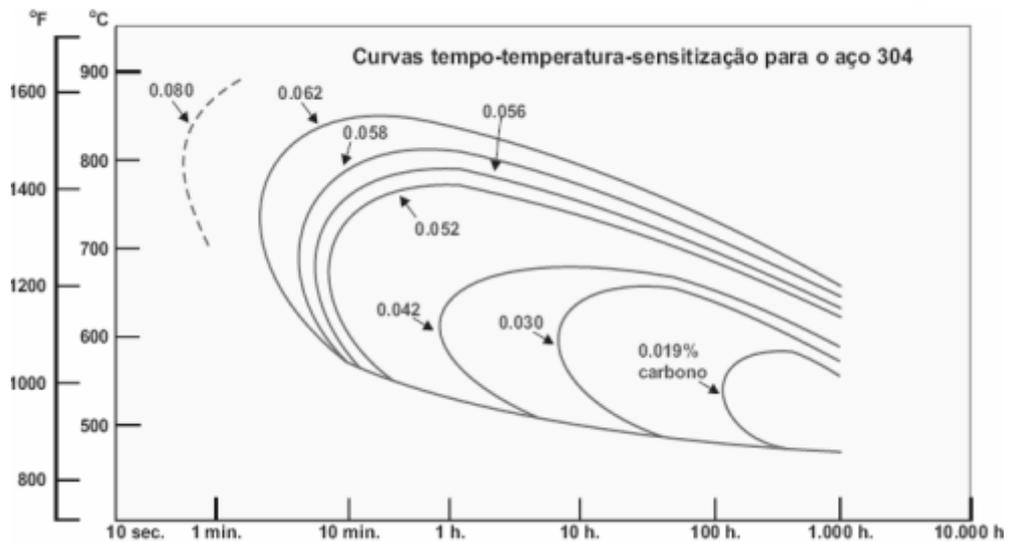


Figura 2.4 Curva Tempo-Temperatura-Sensitização (TTS) para o aço inoxidável 304. [19]

2.1.5 Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos

A soldabilidade da maioria dos materiais por fusão sempre leva à consideração de suas propriedades mecânicas e também a sua composição química. Embora os aços inoxidáveis austeníticos apresentem uma boa soldabilidade, podem ocorrer reações do cromo com o carbono e com o oxigênio na poça de fusão (sensitização), já mencionado anteriormente. Os aços inoxidáveis austeníticos também são susceptíveis a trincas a quente. Essas trincas ocorrem quando a composição química do metal de adição é igual à do metal base. O teor de ferrita contida no metal de adição precisa ser diferente da contida no metal base e deve ser bem controlada para evitar a formação de uma estrutura totalmente austenítica que favoreça o aparecimento de trincas de solidificação. Normalmente esse problema é minimizado pelo uso de um metal de adição que leve a formação de uma estrutura austenítico-ferrítica, e à adoção de procedimentos de soldagem que diminuam as tensões na solda [21].

Como o seu ponto de fusão e condução de calor são menores que a do aço doce e o seu coeficiente de expansão térmica é maior, também podem surgir problemas de distorções nas soldas [21]. A exemplo de outros processos de soldagem, a ausência de porosidades, mordeduras e falta de penetração

dependem grandemente da escolha correta do processo e do uso adequado dos procedimentos de soldagem.

2.1.6 Processos de soldagem dos aços inoxidáveis

Os principais processos empregados na soldagem dos aços inoxidáveis são os processos de soldagem por fusão TIG e MIG com proteção gasosa de gás inerte He ou Ar. Também são utilizados em menor escala os processos de soldagem por Eletrodo Revestido, Soldagem por Resistência, Arco Submerso, Brasagem, Laser, Feixe de Elétrons e Plasma. Esses materiais também podem ser soldados no estado sólido pelos processos de soldagem por Explosão, Fricção, Difusão, em aplicações especiais onde não é possível usar os processos de soldagem por fusão ou para produtos específicos. Para a soldagem de chapas finas é mais utilizado o processo de soldagem TIG (manual, semiautomático, automático) com proteção gasosa ou o processo de soldagem por Resistência. Na soldagem de chapas mais espessas, utiliza-se o processo de soldagem MIG (semiautomático e automático), que possibilita o uso de maiores velocidades de soldagem e fornece maior taxa de deposição. Na união dos aços inoxidáveis com outros materiais como o Al, Cu, etc., é utilizada a brasagem, onde normalmente é adicionado um terceiro material com ponto de fusão inferior ao dos materiais que serão unidos. A brasagem pode ser feita pelo próprio soldador de forma manual ou dentro do forno, quando se deseja uma produção em larga escala [5].

Bons resultados têm sido obtidos com o processo de soldagem a laser, entretanto, devido ao alto custo do equipamento e inexistência de dispositivos portáteis até o momento esse processo limita-se à produção de soldas especiais que não podem ser realizadas por meio de outros processos.

2.2 Soldagem por Fricção e Mistura (FSW)

A Soldagem por Fricção e Mistura (FSW) é uma técnica de união e processamento de materiais no estado sólido que surgiu do conceito da soldagem convencional por atrito. A FSW utiliza uma ferramenta para produzir

calor ao mesmo tempo em que gera deformação plástica severa no material, resultando em uma mistura mecânica do material plastificado. [22]

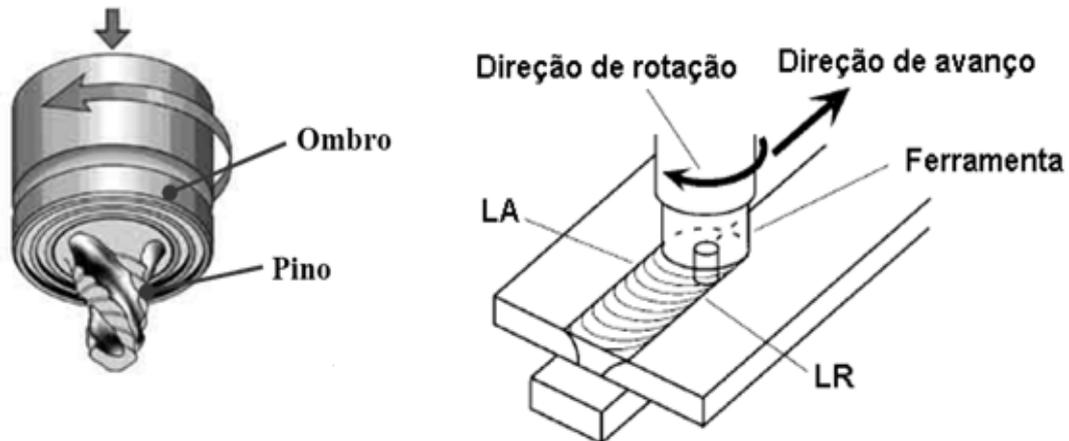


Figura 2.5 Ilustração do processo FSW: (a) detalhe da ferramenta e (b) representação esquemática da ferramenta promovendo a consolidação do cordão de solda. [22]

A ferramenta, formada por um pino e um ombro, como apresentado na Figura 2.5 (a), tem duas funções principais: aquecer localmente a peça e movimentar o material para obter a junta soldada. Durante a soldagem, o pino, no extremo da ferramenta, penetra no material até o ombro entrar em contato com a superfície da junta. A rotação da ferramenta gera calor por atrito, necessário para plastificar o metal ao redor do pino, seguido do deslocamento da ferramenta ao longo da junta, o que promove a mistura dos materiais e consolida a junta na parte posterior (Figura 2.5 (b)).

O movimento combinado de rotação e translação da ferramenta gera diferentes velocidades de deslocamento relativo entre a ferramenta e as peças a serem unidas. Essas diferenças se traduzem em assimetria na geração de calor e deformação e no fluxo de material. Tais fatores promovem a formação dos denominados lados de avanço e retrocesso. O lado de avanço corresponde ao lado onde a velocidade de rotação (V_R) da ferramenta possui a mesma direção que a velocidade de soldagem (V_S) conforme pode ser visualizado na Figura 2.6, porém no lado de retrocesso para um ângulo $\theta=180^\circ$ considerando rotação no sentido anti-horário, a velocidade de rotação da

um corte transversal em relação ao cordão de solda. Cada uma das regiões apresenta diferentes características físicas e mecânicas devido à influência dos ciclos térmicos e da deformação plástica [26].

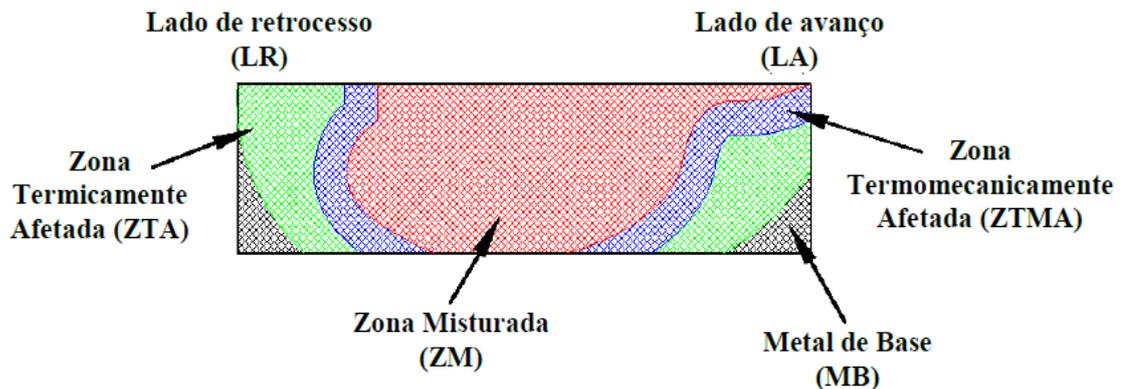


Figura 2.7 Regiões de uma solda FSW, plano y-z [26].

- Metal de Base (MB): região distante do cordão de solda que não é afetada pelo calor e pela taxa de deformação produzida durante o processo FSW. Nessa região, os grãos se deformam de acordo com o processamento e o tratamento térmico da liga;

- Zona Termicamente Afetada (ZTA): região afetada pelo ciclo térmico durante a soldagem, o que leva a modificação microestrutural e de propriedades mecânicas, porém sem deformação plástica residual na microestrutura;

- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA): região caracterizada por deformação plástica do material um nível moderado de temperatura, resultando na recuperação e/ou recristalização do material.

- Zona de Mistura (ZM): região central da solda em que grãos originais e contornos de subgrãos favorecem a formação de grãos equiaxiais menores, oriundos de recristalização, resultando em alterações nas propriedades mecânicas do material.

2.2.2 Parâmetros de Processo

A combinação correta dos parâmetros de processo é essencial para garantir o balanço de massa/volume durante o escoamento do material e para evitar a formação de defeitos volumétricos na zona de mistura. Entre os parâmetros que influenciam tanto na característica da zona recristalizada dinamicamente, zona de mistura, como na formação de defeitos e na qualidade final da junta soldada por FSW, ressaltam-se: [27]

- Força axial (F_z): afeta a distribuição e o fluxo de material ao longo do plano vertical da solda. Perdas na aplicação da força axial implicam perdas de massa do material na junta e formação de defeitos volumétricos.

- Velocidade de rotação da ferramenta (VR): parâmetro relacionado à força de atrito e fricção na interface entre a ferramenta e o material e que determina a transferência de calor durante o processo;

- Velocidade de avanço ou soldagem (VS): influencia as condições dinâmicas do fluxo de material ao redor do pino e a geração do calor resultante do processo;

- Geometria da ferramenta: a geometria do ombro – plana, lisa, côncava lisa, plana com estrias concêntricas ou com estrias em espiral – influencia diretamente as dimensões do cordão de solda. Já a geometria do pino – facetado com roscas, cônico – melhora as condições de fluxo do material, diminuindo a formação de defeitos;

Dentre os parâmetros citados acima, as velocidades de soldagem e de rotação se destacam por auxiliarem na definição das condições de soldagem FSW, as quais são divididas em: a quente, a frio ou uma situação intermediária [28]. Esse parâmetro é importante, pois de acordo com a condição de soldagem, o fluxo do calor é diferente no interior do material. Para soldas frias, o calor é derivado da dissipação por fricção interna em função do escoamento viscoplástico de material que é transportado ao redor do pino. O calor é dissipado no lado de retrocesso – lado de escoamento do material. Para soldas quentes, o escoamento viscoplástico do material é localizado, no entanto, perto do pino, e o calor por fricção entre a ferramenta e o material é maior. Isso

significa que o calor gerado é igualmente distribuído entre os lados de avanço e retrocesso [24].

Vilaça et al. [24] definem cada uma das condições de soldagem de acordo com a razão numérica entre velocidades VR e VS, conforme descrito na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 Condições de soldagem em função de parâmetros de processo, adaptado de [24].

Condições de Soldagem	Razão de variáveis (VR/VS)
A quente	$VR/VS \geq 4$
Intermediária	$2 \leq VR/VS \leq 4$
A frio	$VR/VS \leq 2$

2.2.3 Cálculo do Aporte Térmico

O cálculo do aporte térmico gerado durante a soldagem por FSW está associado usualmente ao uso de equações empíricas que visam a descrever a geração de calor em função dos parâmetros de processo. Tipicamente, é assumido que os efeitos combinados da força axial e da ação de fricção dão origem à quase totalidade do calor gerado durante o processo de soldagem [24].

De acordo com os estudos de Deqing e Shuhua [29], o calor gerado pode ser calculado com base na Equação 2.1.

$$E = \pi \times \mu \times Ps \times VR \times \frac{D^2 + D \times d + d^2}{45 \times (D + d)} \quad (2.1)$$

Onde:

E – aporte térmico [J/m]

μ – coeficiente de atrito

Ps – pressão no suporte [Pa]

VR – velocidade de rotação [rad/s]

D – diâmetro do ombro [m]

d – diâmetro do pino [m]

Em outra pesquisa, desenvolvida por Threadgill e Nunn [30], foi considerado que a quantidade de calor gerado na interação do suporte da ferramenta com o plano superior da junta poderia ser quantificado pela Equação 2.2, também dependente das principais variáveis de processo.

$$Q = \frac{\pi \times \sigma_y \times VR \times R^3}{3} \quad (2.2)$$

Onde:

Q – quantidade de calor [J]

σ_y – tensão limite de escoamento do material na temperatura de soldagem [MPa]

VR – velocidade de rotação [rad/s]

R – raio do ombro da ferramenta [m]

Contudo, conforme já verificado por Junior [31], a determinação do aporte térmico para o processo de união via FSW não é um processo simples em função da determinação da eficiência do processo e das perdas de energia envolvidas, sendo as principais por condução e convecção na região da solda e na peça [32, 33]. Desta forma, as equações fornecidas podem ser utilizadas somente para uma previsão da quantidade de calor gerada ou fornecida à junta.

2.2.4 Recuperação e recristalização na FSW

A formação das diferentes regiões na junta soldada por FSW é determinada pelo grau de deformação e a temperatura máxima atingida. Porém, outro elemento importante é a energia de falha de empilhamento (EFE) do material a ser soldado, já que esta determina a tendência do metal de recuperar ou recristalizar dinamicamente.

Entende-se por recristalização a geração de novos grãos, a partir do metal deformado, pela formação e migração de contornos de alto ângulo (CAA), promovida pela energia armazenada no material durante a deformação, em forma de discordâncias.

A recuperação é todo processo de amaciamento ocorrido no metal deformado sem envolver a migração de CAA; a força motriz para esta transformação é a redução da energia acumulada durante a deformação, através do rearranjo das discordâncias, o qual leva à formação de contornos de baixo ângulo (CBA). Os CBA e os CAA são aqueles que limitam grãos cuja desorientação (θ) está entre $\theta < 10-15^\circ$ e $\theta > 15^\circ$, respectivamente. [34]

O alumínio, por se tratar de um material com alta EFE, 200 mJ.m^{-2} , tem maior propensão a se recuperar dinamicamente. Por outro lado, para aços baixo carbono de baixa EFE, entre 20 e 30 mJ.m^{-2} [36], sua recristalização é favorecida quando deformado a alta temperatura. Para o alumínio, sabe-se que o refinamento de grão acontecido na ZM é produzido pela recristalização dinâmica derivada da deformação e temperatura intensas impostas durante a FSW. [35]

Alguns pesquisadores procuraram estabelecer a sequência seguida para a formação da ZM em diferentes materiais, como ligas de alumínio e aço. Um exemplo desses trabalhos foi desenvolvido por Mironov [37], que, apoiado em imagens como a apresentada na Figura 2.8 (a), estabeleceu a sequência para a recristalização em ferro puro.

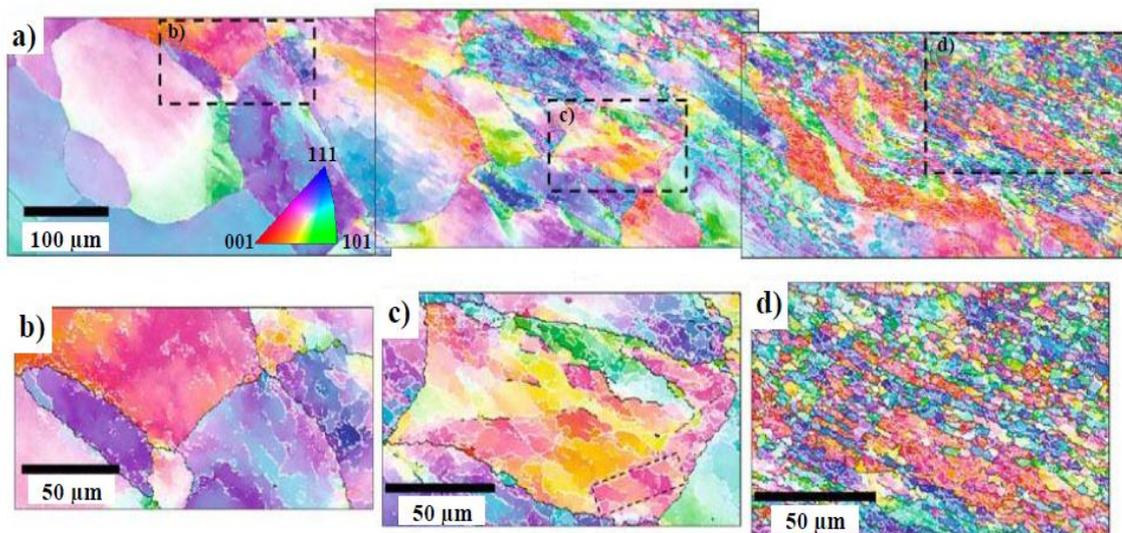


Figura 2.8 Mapas de orientação de imagem por figura de polo inversa da FSW de ferro puro evidenciando a) a mudança da microestrutural desde ZTA até a ZM, com detalhes na b) ZTA, c) ZTMA e d) começo da ZM. Adaptado de Mironov. [37]

1. Após o crescimento de grão acontecido na ZTA, no início da ZTMA ocorre a deformação primária do material, gerando como resultado o alongamento progressivo dos grãos (Figura 2.8 (b)).
2. Na ZTMA se dá a deformação secundária da estrutura, com formação de contornos de subgrão, como resultado da recuperação dinâmica da estrutura (Figura 2.8 (c)).
3. Perto da ferramenta, os grãos originais altamente deformados assumem um formato fibroso; os contornos de grão começam a se tornar ondulados; a formação de uma estrutura de grãos finos equiaxiais é mais acentuada (Figura 2.8 (d)).
4. Do lado do pino da ferramenta, uma microestrutura uniforme de grãos finos levemente alongados com razão de aspecto 1-3 μm é formada, contendo alta quantidade de contornos de grão de baixo ângulo (CBA). Esta estrutura se torna mais equiaxial devido ao recozimento estático após a passagem da ferramenta, acompanhado pela redução na densidade de CBA.

3. OBJETIVOS

Ao utilizar a técnica FSW para unir aços inoxidáveis, alguns fenômenos metalúrgicos ocorrem na microestrutura do material, os quais afetam a resistência e, conseqüentemente, a qualidade da junta. Dessa forma, o controle adequado da energia fornecida à junta durante o processo, relacionada diretamente com os parâmetros de processo, reflete positivamente na microestrutura resultante e no comportamento mecânico da junta.

O objetivo global deste trabalho foi avaliar a viabilidade de união de placas de aço inoxidável austenítico AISI 304 realizada por uma ferramenta a base de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) para quatro condições diferentes de soldagem, onde o parâmetro de processo variado é a velocidade de rotação da ferramenta. Buscar-se-á entender a influência do ciclo térmico gerado durante o processo para cada uma das condições na microestrutura da junta e relacioná-la à suas propriedades mecânicas.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Fluxograma

O procedimento experimental a ser desenvolvido neste estudo esta representado esquematicamente no fluxograma da Figura 4.1.

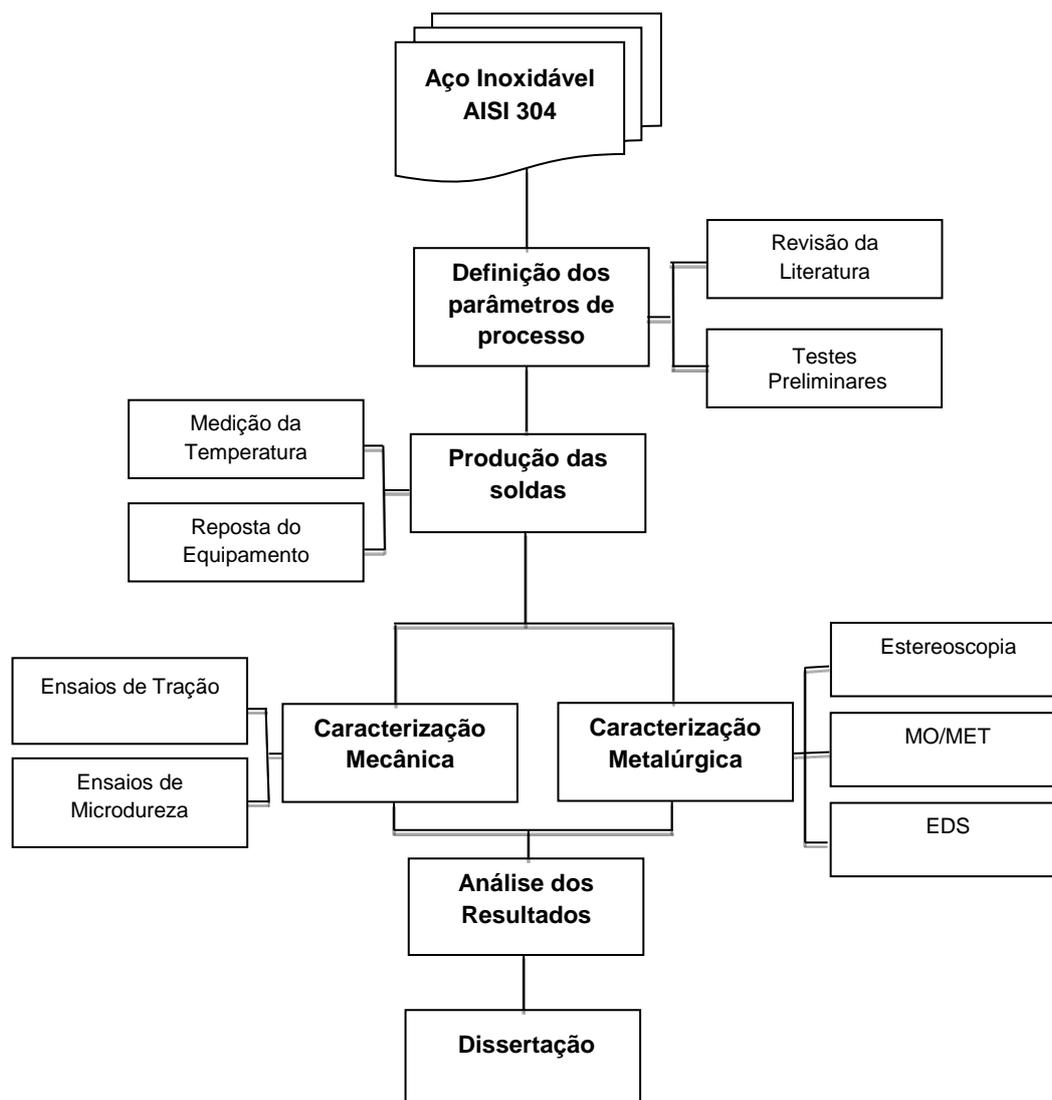


Figura 4.1 Fluxograma mostrando as atividades desenvolvidas em todas as etapas do trabalho.

4.2 Material e Equipamento

Para este estudo foi utilizado o aço inoxidável AISI 304 austenítico, cujos valores nominais de composição química e propriedades mecânicas, fornecidos pelo fabricante, são apresentados na Tabela 4.1 e 4.2, respectivamente. O material, fornecido na forma de chapas, foi cortado em placas menores de dimensões 2.4 mm X 200 mm X 400 mm. Antes da soldagem, as placas foram lixadas e limpas com acetona para remoção de óxidos e outros contaminantes (óleo, graxa, etc).

Tabela 4.1 Composição química nominal do aço AISI 304 fornecido.

C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
0.08	2	1	18 - 20	8 - 10.5	0.045	0.03

Tabela 4.2 Propriedades nominais do aço AISI 304 fornecido.

Densidade (g.cm ⁻³)	Módulo de Elasticidade E (GPa)	Lim. de Resistência R _m (Mpa)	Lim. de Escoamento R _{p0.2} (Mpa)	Along. até a fratura A (%)	Microdureza Rockwell B (HRB)
8	193	505	205	40	88

A produção das juntas foi realizada no instituto de pesquisa HZG em um sistema Gantry composto essencialmente de um suporte de aço rígido e uma viga transversal anexada ao suporte que permite o deslocamento vertical do eixo, conforme mostrado na Figura 4.2. Ao equipamento é acoplado um sistema de injeção de gás inerte (Ar) para proteção do material durante o processo, visto que para temperaturas acima de 535 °C este aço inoxidável tende a reagir com o oxigênio ou outros elementos presentes na atmosfera. Possui também um sistema integrado de monitoramento da profundidade de penetração e posição da ferramenta, velocidade de rotação, torque, força axial e tempo de soldagem.



Figura 4.2 Sistema Gantry com gás inerte acoplado junto à ferramenta.

Características do sistema Gantry:

- Força Axial: 60 KN.
- Força Longitudinal: 20 KN.
- Velocidade de deslocamento do eixo: 0.1 – 8 m/min.
- Velocidade de rotação do eixo: 200 - 6000 RPM.

A ferramenta utilizada à base de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) possui um diâmetro cônico de 15 mm, um pino cônico com diâmetro menor de 5,0 mm e comprimento de 2.4 mm. O pino possui uma superfície plana com a presença de reentrâncias negativas e na forma de espiral com relação ao eixo de simetria da ferramenta para absorver o volume de material que seria expelido para fora da região do suporte formando uma pequena rebarba.



Figura 4.3 Ferramenta a base de PCBN utilizada no trabalho.

A influência da energia de processo na microestrutura e propriedades mecânicas das juntas soldadas foi avaliada pela variação da velocidade de rotação e a manutenção de todos os demais constantes. A escolha das velocidades de rotação foi baseada na janela de processabilidade do material definida por estudos preliminares e por meio da revisão da literatura disponível. Os parâmetros utilizados neste trabalho são apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 Parâmetros de processo estabelecidos para este trabalho.

Condição	Vel. de Rotação (rpm)	Ângulo da Ferramenta (°)	Velocidade de avanço (mm/s)	Penetração (mm)	Força Axial (KN)
1	500	0	2	2.3	9
2	600	0	2	2.3	9
3	700	0	2	2.3	9
4	800	0	2	2.3	9

Os parâmetros de processo estão diretamente relacionados com a energia de processo ou aporte térmico. Estes parâmetros determinam uma “energia de processo equivalente” e não exatamente a energia produzida durante o processo, em função das perdas de energia envolvidas, sendo as principais por condução e convecção na região da solda. Assim, para cada condição é possível apenas fazer uma previsão da quantidade de calor gerada, Figura 4.4, utilizando-se da equação 2.1. Considerou-se o coeficiente de fricção $\mu = 0.15$ e a interface de fricção foi relacionada com diâmetro de ombro.

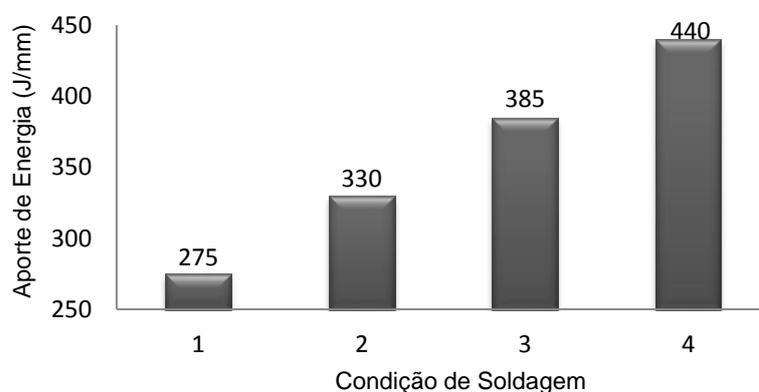


Figura 4.4 Previsão da quantidade de energia gerada para cada uma das condições pré-estabelecidas.

4.3 Temperatura

Medidas de temperatura foram realizadas durante o processo FSW para cada uma das condições de soldagem pré-estabelecidas. Os valores de temperatura auxiliaram a quantificar e correlacionar a energia de processo com a microestrutura resultante para cada condição.

O perfil de temperatura foi obtido experimentalmente com auxílio de um termopar tipo-K, posicionado a 0,5 mm abaixo da superfície da barra de apoio na região entre as placas e a 100 mm do início da solda, de maneira que este não entrasse em contato com o pino da ferramenta. A região central da solda é onde o material de base é mais deformado, estando sob maior esforço e maior pressão, sendo esta região geralmente a que atinge as maiores temperaturas durante o processo de soldagem. A Figura 4.5 indica o posicionamento do termopar entre as chapas.

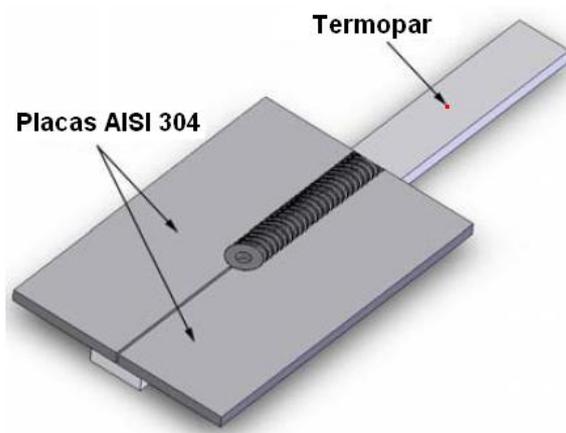


Figura 4.5 Posicionamento do termopar para o levantamento do perfil de temperatura local.

4.4 Caracterização Mecânica

Testes mecânicos foram realizados para cada uma das juntas e para o material de base, com a finalidade de determinar as propriedades mecânicas e correlacioná-las com as características microestruturais observadas ao longo das juntas. Para isto, foram realizados testes de microdureza Vickers e tração unidirecional, ambos realizados a temperatura ambiente.

Os perfis de microdureza Vickers foram traçados de acordo com a norma ASTM E384-99, na seção transversal das juntas, para uma avaliação das modificações na resistência do material decorrentes do processo de soldagem. A marcação das impressões ocorreu à meia espessura da chapa, com um espaçamento de 0,3 mm entre cada impressão, mediante a aplicação de uma carga de 500 gf (HV 0,5) durante 10 s. As linhas de microdureza foram traçadas de modo a cobrir todas as regiões da solda. A Figura 4.6 mostra o microdurômetro Zwick/Roell ZHV empregado nas medições, o qual apresenta um sistema totalmente automático e integrado ao software TestXpert para obtenção de dados.



Figura 4.6 Equipamento Zwick/Roell ZHV utilizado no levantamento dos perfis de microdureza Vickers.

Para os testes de tração, os corpos de prova foram produzidos com as dimensões estabelecidas pela norma DIN – EN 895. A junta soldada fica localizada exatamente no meio do corpo de prova. Os corpos de prova ilustrados na Figura 4.7 foram devidamente fixados em uma universal de ensaios mecânicos Zwick/Roell, integrada à plataforma operacional TestXpert para obtenção de dados. Os ensaios foram realizados com três repetições para cada condição de solda e para o material de base.

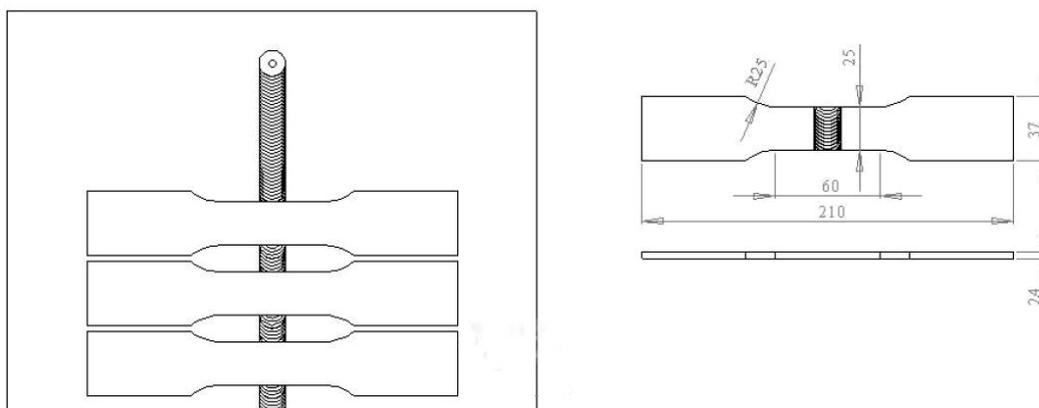


Figura 4.7 Posição de retirada e dimensão dos corpos de prova para o ensaio de tração.

4.5 Caracterização Metalúrgica

Uma análise microestrutural detalhada foi realizada no metal de base e na seção transversal das juntas soldadas. Para tanto, as soldas foram inicialmente cortadas por meio de um disco abrasivo diamantado em uma cortadeira Struers Discotom-6, tomando-se todo o cuidado necessário para evitar eventuais modificações da microestrutura e garantir o corte exatamente no centro do botão de solda. As amostras seccionadas foram então embutidas a frio e submetidas aos procedimentos convencionais de lixamento (lixas d'água com granulometria entre 320 e 2500). As amostras foram então polidas em uma politriz universal Buehler Phoenix 4000 por 15 minutos em uma solução abrasiva de sílica coloidal OPS, a uma velocidade de rotação de 150 RPM e pressão de 10 lbf. A Figura 4.8 apresenta os equipamentos utilizados.



Figura 4.8 Cortadeira Struers Discotom-6 e lixadeira e politriz universal Buehler Phoenix 4000.

Em seguida, realizou-se um ataque químico eletrolítico por imersão em uma solução a base de ácido oxálico (10% de ácido oxálico e 90% de água destilada), durante 18 segundos e a uma voltagem de 19 V. A análise por estereoscopia e microscopia ótica (MO) foi então empregada para a avaliação do nível de união entre as chapas, presença de defeitos metalúrgicos ou perfis geométricos e características das diferentes zonas de solda. A determinação do tamanho médio dos grãos em tais zonas foi realizada com base no método do intercepto circular de Hilliard estabelecido na norma ASTM E112-10 [56]. Para estas análises foi utilizado um microscópio ótico Leica DM IRM integrado ao software Leica Application Suite 3.5, conforme mostrado na Figura 4.9. Posteriormente as amostras foram novamente preparadas e atacadas com reagente de Murakami para identificação de fase- σ .



Figura 4.9 Microscópio ótico Leica DM IRM para análise metalográfica.

Para a confirmação dos possíveis fenômenos de restauração na ZTMA e na ZM, foi utilizado um microscópio eletrônico de transmissão ZEISS modelo DSM 962.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Força Axial e Torque

A força axial (F_z) é essencial para o processo de soldagem FSW, uma vez que sem o contato direto do ombro da ferramenta com o material não há o forjamento que garante a consolidação da junta. Perdas na aplicação da força axial implicam perdas de massa do material na junta e formação de defeitos volumétricos. Dessa forma o acompanhamento desse parâmetro ao longo do processo de produção das soldas é um primeiro indicativo da boa consolidação do material na zona de mistura ou da presença de defeitos. A Figura 5.1 mostra o comportamento da força axial durante a soldagem das placas de aço inoxidável austenítico AISI 304 para cada uma das condições de soldagem pré-estabelecidas.

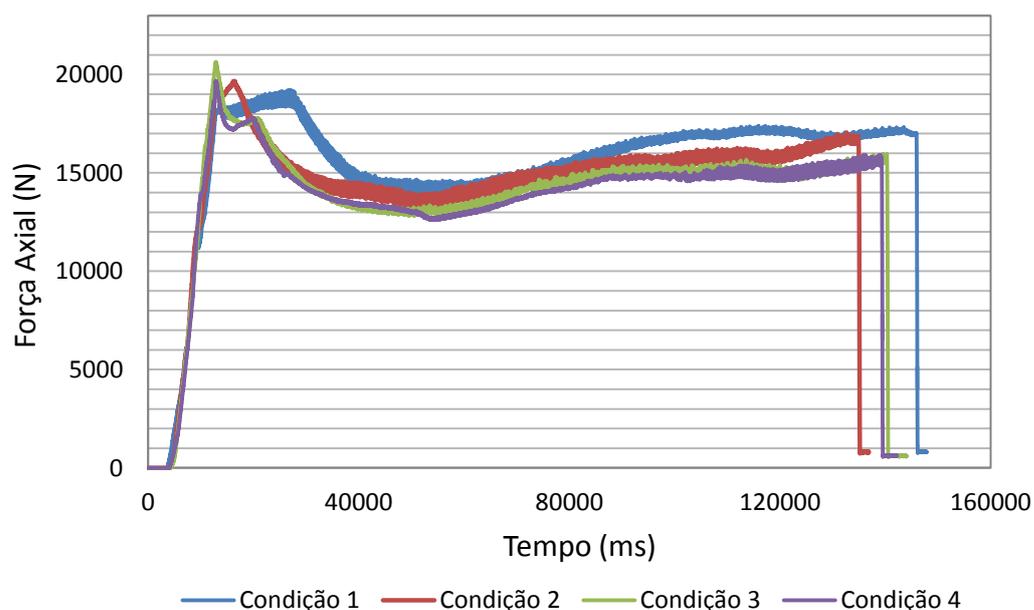


Figura 5.1 Variação da força axial imposta ao material ao longo do processo FSW.

Intuitivamente, pode-se inferir que o aumento da velocidade de rotação forneceu uma quantidade maior de calor ao processo, responsável por elevar a temperatura e o grau de amolecimento do material, o que diminuiu a força axial necessária ao processo. No entanto, existe um limite para o aumento desse parâmetro. Em velocidades de rotação muito altas, a superfície do ombro da

ferramenta pode cisalhar uma camada fina do material. Uma vez cisalhada, esta camada de metal é expelida por debaixo do ombro da ferramenta para fora da região da solda, podendo originar um defeito conhecido como “*weld flash*”.

Observou-se também que as quatro curvas apresentaram um comportamento análogo. Durante a fase inicial do processo, quando a ferramenta iniciou a penetração no material, um gradiente de pressão surgiu ao longo do canal da penetração. Esse aumento de pressão foi então contra balanceado pelo aumento da força axial. A maior pressão localizou-se logo abaixo do pino, onde o material deslocado foi comprimido, e diminuiu ao longo do canal no sentido da superfície. Dessa maneira, junto ao ombro da ferramenta a pressão naturalmente permaneceu sendo zero. Uma vez deslocado o material e atingida a profundidade de penetração pretendida, o gradiente de pressão diminuiu até atingir novamente seu estado de equilíbrio. Durante esse momento, a presença de defeitos associados à falta de preenchimento ou falta de mistura na zona de mistura ocasionariam um novo desequilíbrio de pressão e, conseqüentemente, variações abruptas na curva “força axial x tempo”, o que não foi observado para nenhuma das condições.

Da maneira semelhante à força axial, o torque exercido pela ferramenta no material diminuiu com o aumento da energia cedida ao processo, conforme mostrado pela Figura 5.2, devido ao maior grau de amolecimento do material. Nesse caso, o pico observado na parte inicial para cada uma das curvas foi associado ao gradiente de temperatura ao longo do canal de penetração. A temperatura naturalmente diminui da superfície no sentido do interior do material quando a ferramenta esta sendo penetrada. Após o período de penetração, com a formação da camada plastificada imediatamente à frente do movimento da ferramenta e o avanço da ferramenta, a temperatura atingiu o equilíbrio, não ocasionando mais variação no torque.

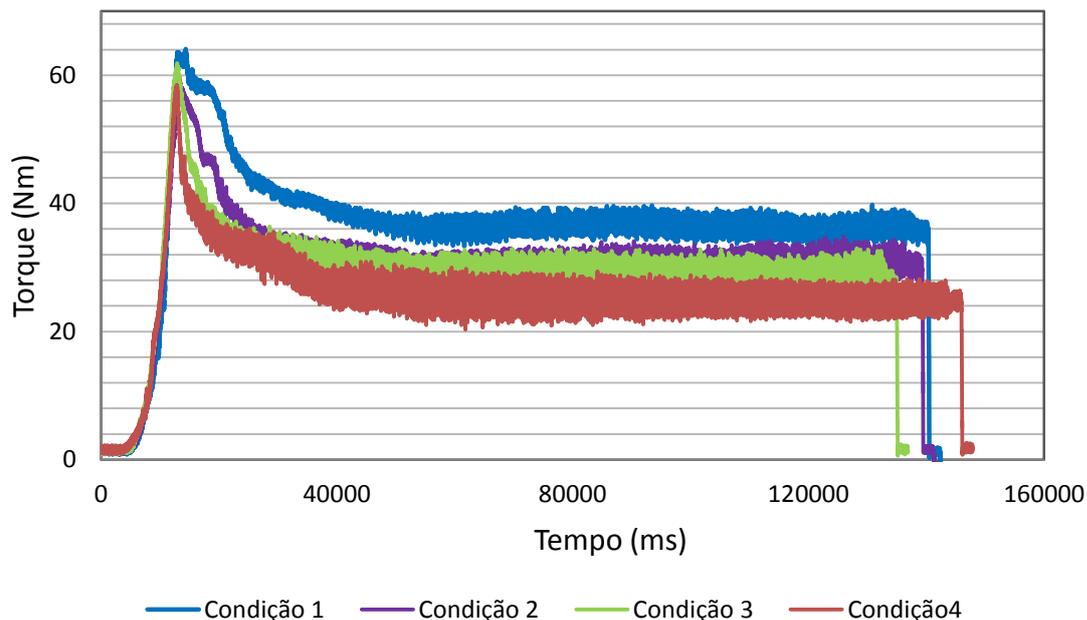


Figura 5.2 Variação do torque ao longo do processo FSW.

5.2 Ciclos Térmicos

Os resultados dos ciclos térmicos obtidos durante o processo de soldagem por FSW nas juntas do aço inoxidável austenítico AISI 304 estão apresentados na Figura 5.3. O termopar foi posicionado na barra de apoio (bem próximo a ZM), conforme descrito no capítulo 4 – MATERIAIS E MÉTODOS. Neste trabalho, foi assumido que os valores medidos nesta posição são equivalentes ao da temperatura na ZM.

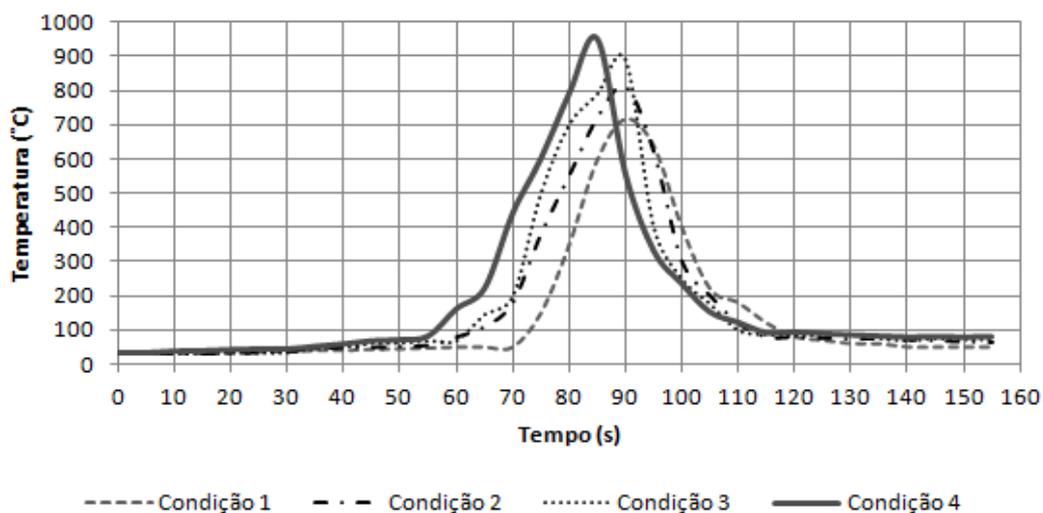


Figura 5.3 Perfis de temperatura na região central das ZMs.

Observando os ciclos térmicos obtidos notou-se que as temperaturas máximas atingidas na ZM foram superiores a 700 °C, sendo que para a condição de maior aporte térmico, condição 4 (800 RPM), a temperatura máxima foi de 946 °C. Sabe-se que os aços inoxidáveis austeníticos quando expostos a temperaturas elevadas, como as apresentadas, podem formar diversos precipitados. Dentre os possíveis precipitados estão os carbonetos, grandes responsáveis pelo fenômeno de sensitização. Esse fenômeno ocorre preferencialmente nos contornos de grão e de forma intragranular nas discordâncias, conforme mencionado no capítulo 2. A curva de sensitização relacionando temperatura, tempo e teor de carbono indica que para o tipo de aço inoxidável 304 com 0,08% C, o tempo necessário para a precipitação de tais carbonetos é baixo (Figura 2.4). A exemplo de interpretação, de acordo com a curva, o região de solda a temperatura de 946 °C, teria a necessidade de ser resfriada abaixo de 595 °C em cerca de 40 segundos para evitar a sensitização. Contudo, observou-se também que os ciclos térmicos para as quatro condições são extremamente rápidos, com tempos de resfriamento de aproximadamente 20 segundos para a temperatura abaixo da temperatura mínima para a sensitização, de forma que não é esperado a formação de carbonetos em nenhuma das regiões de solda.

5.3 Caracterização Metalúrgica

As macrografias da seção transversal do aço inoxidável AISI 304 para janela de processamento em estudo estão apresentadas na Figura 5.4. Destaca-se o aspecto homogêneo e o preenchimento completo da zona de mistura, com ausência total de defeitos comuns em FSW - rebarbas, falta de preenchimento e falta de mistura – corroborando com as discussões feitas na seção anterior. Observa-se também que a área da solda variou ligeiramente para as diferentes condições investigadas.

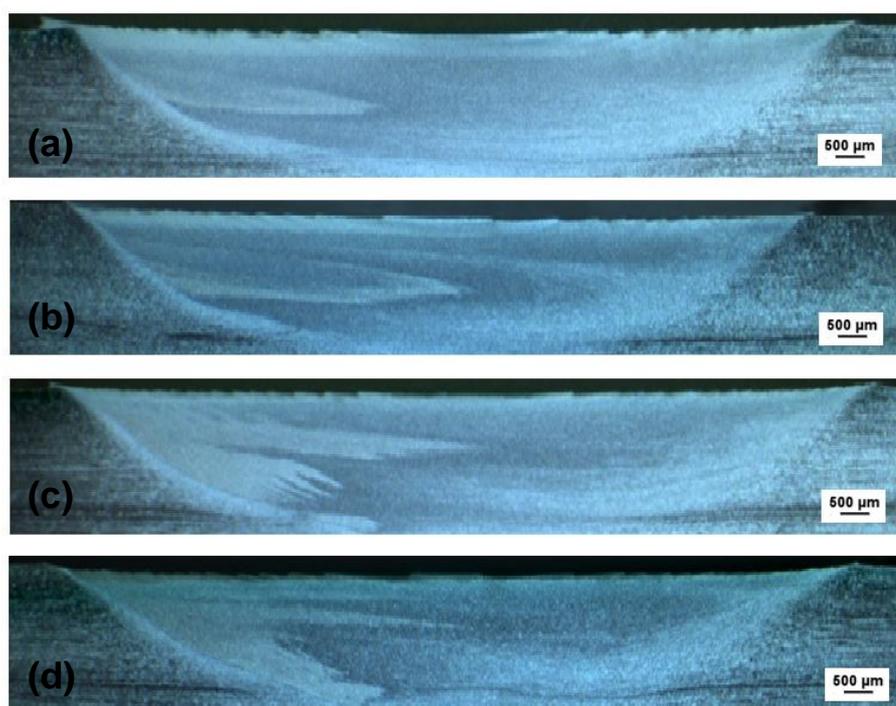


Figura 5.4 Macrografias da seção transversal das juntas para as diferentes condições de soldagem: (a) condição 1; (b) condição 2; (c) condição 3 e (d) condição 4.

A caracterização subsequente concentrou-se na definição das regiões da solda da junta soldada a partir da condição 3 (700 RPM). A Figura 5.5 mostra a macrografia da junta mencionada, padrão este que se repete para todas as outras juntas produzidas nesse estudo. A observação ótica permite a distinção entre a região de deformação plástica, que inclui as zonas termo mecanicamente afetada (ZTMA) e de mistura (ZM), e a região não deformada, que inclui a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB). A delimitação mostrada entre as regiões é apenas uma aproximação.



Figura 5.5 Diferentes zonas da solda identificadas na seção transversal das juntas (condição 3).

5.3.1 Análise Microestrutural

As análises microestruturais de cada zona de solda específica são apresentadas nas micrografias a seguir. O MB (Figura 5.6 (a)) conserva as características metalúrgicas do material original submetido ao processo de laminação a quente, apresentando grãos equiaxiais de austenita com ferrita- δ residual paralela à direção de laminação. A microestrutura exibe ainda maclas de recozimento, um defeito cristalino bidimensional característico de materiais CFC de baixa energia de falha de empilhamento, em que o escorregamento dos planos atômicos é mais difícil de ser ativado. O tamanho médio de grão medido pelo método de intercepção linear para todos os contornos de alto ângulo foi de $19.5 \mu\text{m}$

No caso da ZTA (Figura 5.6 (b)), a microestrutura mostrou-se similar ao MB, exceto pela redução aparente na densidade de maclas de deformação e pelo aumento no tamanho de grão, conforme ilustrado na micrografia da ZTA da condição 3 (700 RPM).

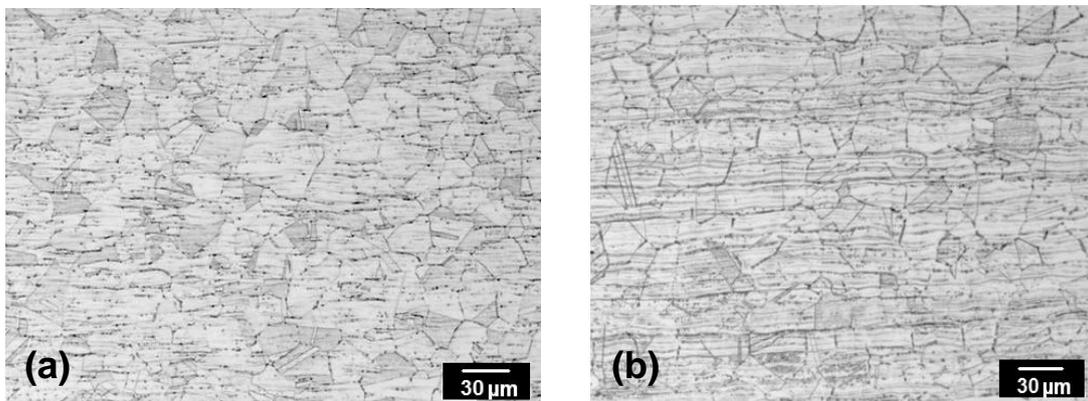


Figura 5.6 Micrografias óticas das zonas de solda (condição 3): (a) MB e (b) ZTA.

Ambas as modificações microestruturais evidenciadas na ZTA são inerentes a quantidade de calor cedida ao material durante o processo de soldagem. A Figura 5.7 mostra a relação do tamanho médio dos grãos da ZTA em função das condições de soldagem pré-estabelecidas. O aumento do aporte térmico ocasionou um crescimento considerável no tamanho de grão

médio da ZTA, sendo que para a condição 4 (800 RPM) o valor medido foi de 22.1 μm , aproximadamente 12% maior que o MB.

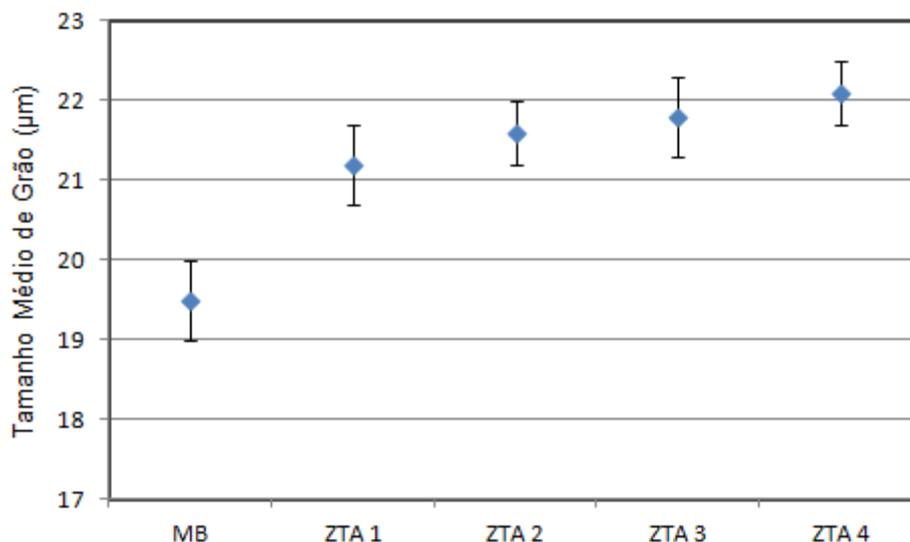


Figura 5.7 Tamanho médio dos grãos da ZTA para as diferentes condições de soldagem.

A ZTMA (Figura 5.8), região de transição entre a ZTA e a ZM, constitui-se de grãos deformados e alongados pela ação do trabalho mecânico imposto pela rotação da ferramenta, que dão origem ao processo de recuperação dinâmica. A micrografia eletrônica de transmissão confirma a ocorrência do fenômeno de recuperação, com formação de subgrãos, que são, segundo Dieter [35], contornos de grão de baixo ângulo, na qual a diferença de orientação através desse contorno deve ser da ordem de apenas uns poucos graus. O mecanismo de formação dos subgrãos foi relacionado com a deformação plástica sofrida pelo material na ZTMA, responsável por aumentar o número de defeitos cristalinos desta região. Com a ativação térmica, as discordâncias geradas se rearranjaram para uma condição de menor de energia, estrutura de subgrãos. Esse tipo de arranjo de discordâncias não se formaria neste material de baixa EDE se a deformação tivesse sido realizada à temperatura ambiente. Observou-se também uma densidade de discordâncias residual no interior de alguns grãos, o que sugere que o processo de recuperação ocorreu parcialmente. Embora a ZTMA sofra deformações plásticas, estas são insuficientes para que ocorra a recristalização dinâmica

dos grãos desta zona. Em concordância com esta afirmação, Scialpi et. al. [38] relataram que nenhuma recristalização foi observada na ZTMA, pois a temperatura derivada do processo durante a fricção não é alta o suficiente e a deformação não é severa o bastante para causar a recristalização.

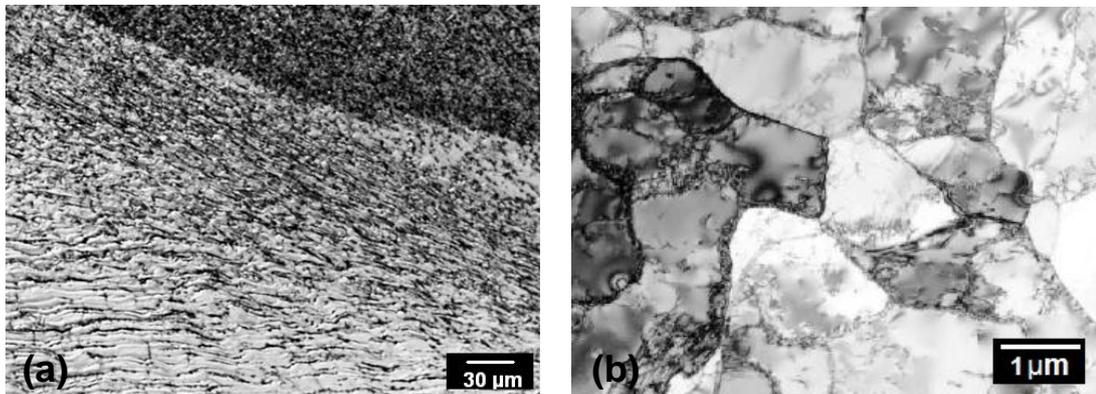


Figura 5.8 ZTMA (condição 1): (a) Grãos deformados e alongados e (b) Recuperação dinâmica com formação de subgrãos.

Na Figura 5.9 é mostrado o aspecto macroestrutural da ZTMA para as condições de soldagem 1 (500 RPM) e 4 (800 RPM). Nota-se uma disparidade na extensão de uma zona em relação à outra, o que corrobora para a influência significativa da velocidade de rotação da ferramenta no tamanho da ZTMA. Maiores valores de VR envolvem um maior aporte de calor e maiores deformações e, conseqüentemente, resultam em uma maior extensão da ZTMA.

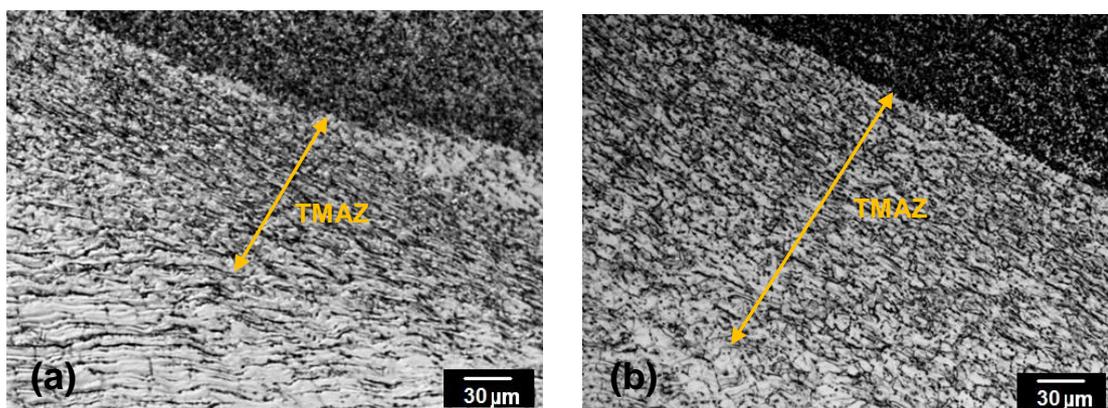


Figura 5.9 Extensão da ZTMA para diferentes condições de soldagem: (a) condição 1 e (b) condição 4.

Por último, observou-se na ZM uma estrutura refinada de grãos equiaxiais, produto de recristalização dinâmica. Presume-se que os novos grãos surgem a partir da migração de contornos de subgrãos, semelhantes aos formados na ZTMA. A desorientação destes subgrãos aumenta devido à rotação relativa entre eles e a permanente formação e absorção de discordâncias durante a deformação e a alta temperatura, resultando na formação e crescimento de pequenos grãos de alto ângulo.

Evidenciou-se ainda a presença de ferrita- δ ao longo dos contornos de grão da austenita (Figura 5.10 (a)). Os ciclos térmicos apresentados na Figura 5.3 mostraram que as temperaturas atingidas na ZM nas quatro condições de soldagem foram superiores a 700 °C, temperatura na qual a formação da ferrita delta é prevista pelo diagrama de fase Fe-Cr-Ni apresentado no capítulo 2.

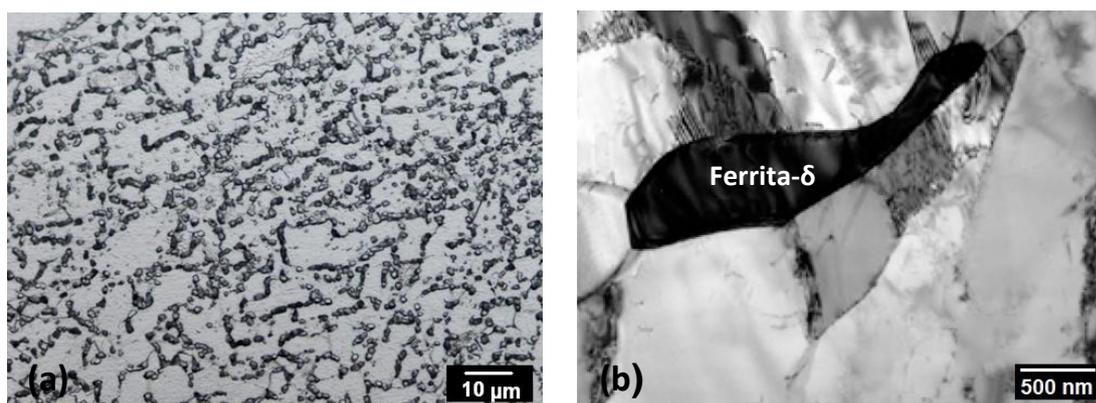


Figura 5.10 ZM (condição 1): (a) Grãos austeníticos recristalizados e (b) Ferrita- δ presente ao longo dos contornos de grão.

Os resultados mostraram também que o aumento da velocidade de rotação ocasionou em um aumento aparente do tamanho médio de grão na ZM. Na Figura 5.11 é mostrada a microestrutura da ZM para cada uma das condições de soldagem. O tamanho de grão medido foi de 3.5, 4.2, 6.1 e 7.6 μm para as condições de 1 a 4, respectivamente. De acordo com Dieter [35], em temperaturas onde os processos de restauração ocorrem, a evolução microestrutural depende da temperatura (T) e da taxa de deformação (ϵ), que se relacionam pelo parâmetro de Zener-Hollomon, definido como $Z = \epsilon \exp(Q/RT)$. O diâmetro médio final (d) dos grãos recristalizados na ZM é

então estimado por $d=(a+b\ln Z)^{-1}$, sendo a e b constantes intrínsecas ao material. Sabe-se que tanto ε quanto T aumentam com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta, resultando no aumento do parâmetro Z e, conseqüentemente, do tamanho médio de grão.

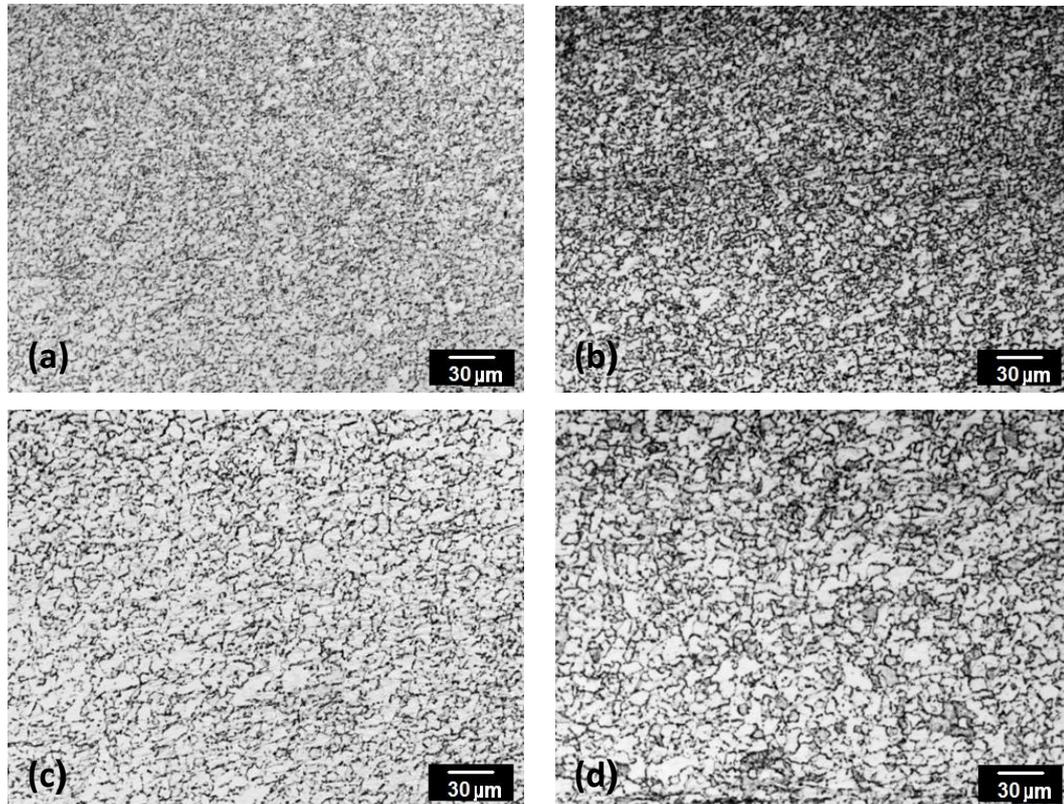


Figura 5.11 Micrografias óticas da ZM: (a) condição 1; (b) condição 2; (c) condição 3 e (d) condição 4.

Outra característica importante observada nas juntas foi a formação de uma faixa com grãos equiaxiais micrométricos na borda da interface do lado de avanço da ZM com a ZTMA (Figura 5.12 (a) e (b)). Estes grãos também são resultado da recristalização dinâmica. Contudo, nesta região tanto a deformação quanto a temperatura são as mais altas, o que favorece o aumento da taxa de nucleação e, conseqüentemente, resulta uma microestrutura ainda mais refinada em relação às observadas nas demais regiões da ZM. A formação de grãos ultrafinos no aço inoxidável tem sido observada em outros processos metalúrgicos para o tipo 304 submetido à severa deformação plástica a morno [39]. As mudanças microestruturais foram caracterizadas pelo

mesmo mecanismo descrito anteriormente, com a geração de novos grãos, a partir do metal deformado, pela formação e migração de contornos de alto ângulo, promovida pela energia armazenada no material durante a deformação, em forma de discordâncias.

Em um estudo realizado por Park et. al. [40] no aço inoxidável austenítico 304L, soldado pela técnica FSW com uma ferramenta a base de tungstênio, uma microestrutura lamelar semelhante foi observada (Figura 5.12 (c)). Pela análise de EDS esses pesquisadores encontraram além de austenita e ferrita delta, partículas constituídas por 54.6 % de Cr, 43.1 % de Fe e 1.0 % de Ni, em peso, sugerindo que estas pudessem ser fase- σ ou algum outro microconstituente rico em cromo. Imagens de MET e padrões de difração de elétrons confirmaram a primeira hipótese.

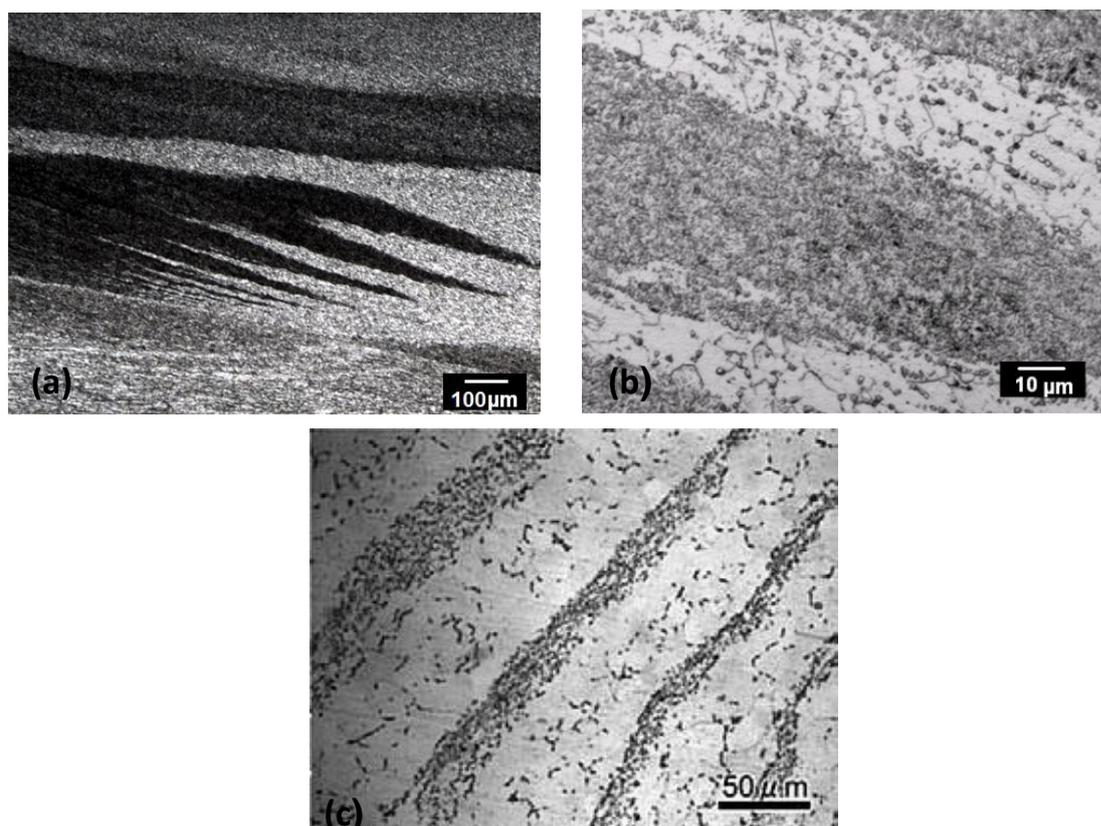


Figura 5.12 Microscopia ótica do lado de avanço da ZM: (a) e (b) Formação de grãos equiaxiais micrométricos; (c) Micrografia observada por Park et. al. [40].

Com um primeiro indicativo da possibilidade da formação de fase- σ no lado de avanço da ZM, realizou-se uma análise microestrutural direcionada, com o intuito de confirmar a presença desta fase. Dessa forma, as amostras foram novamente preparadas e atacadas em uma solução de Murakami. A micrografia óptica do interior de uma das estrias é mostrada na Figura 5.13. As setas indicam pontos em azul distribuídos ao longo de toda a microestrutura refinada, indicativo da presença de fase- σ para este reagente. A posterior análise em EDS das regiões indicadas na Figura 5.3 revelou partículas constituídas por 52,4 % de Cr, 44,6 % de Fe e 1.0 % de Ni. No diagrama ternário Fe-Cr-Ni, apresentado na Figura 2.1, além da ferrita- δ e austenita, nota-se também fase- σ em composições próximas as determinadas, confirmando a suspeita de que estas partículas sejam realmente sigma.

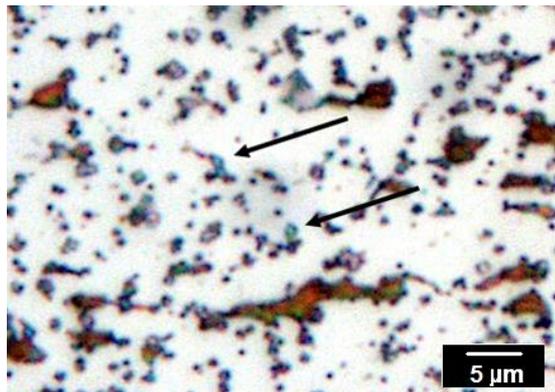


Figura 5.13 Micrografia ótica da ZM evidenciando a formação de fase- δ no lado de avanço.

A fase- σ foi observada também na microestrutura de outros aços inoxidáveis comerciais unidos por FSW, incluindo o AL-6XN, 321 e 316L. De certa forma este fato surpreende, uma vez que a literatura relata que a formação desta fase ocorre apenas após longos períodos de exposição a uma faixa de temperatura entre 500 e 800 °C [40]. A decomposição direta de austenita em fase- σ requer longos períodos de tempo, pois envolve a redistribuição de elementos de liga por difusão substitucional. Por exemplo, o começo da precipitação da fase- σ para o aço inoxidável austenítico 321 foi detectada após um envelhecimento de 72 h, em uma faixa de temperatura

entre 600-700 °C [41]. Contudo, conforme observado nas curvas de temperatura da ZM, os tempos de exposição a esta faixa de temperatura foram curtos.

Vitek e David [42] sugeriram que a formação da fase- σ é significativamente acelerada pela deformação e recristalização no aço inoxidável 308. Outros pesquisadores relataram ainda que a formação da fase- σ pode ser acelerada em uma microestrutura duplex constituída das fases ferrita e austenita, já que a presença de ferrita- δ em aços austeníticos influencia diretamente na cinética de formação da fase- σ [43-44]. Segundo Elmer et al. [45], a fase- σ é rica em elementos estabilizadores da ferrita, e por este motivo a formação de fase- σ se dá a partir da ferrita- δ presente na microestrutura. Outro fator de grande influência na precipitação da fase- σ a partir de ferrita- δ é o fato do cromo ter velocidade de difusão muito maior nesta fase do que na austenita. Desta maneira, sabido que a técnica FSW introduz altos níveis de deformação no material pela rotação da ferramenta, somado ao fenômeno de recristalização dinâmica na zona de mistura, há uma grande possibilidade que de ter ocorrido à decomposição eutetóide da ferrita- δ nas fases sigma e austenita, durante o curto período de tempo do ciclo de resfriamento.

5.4 Caracterização Mecânica

As propriedades mecânicas dos metais e ligas, particularmente o limite de escoamento e a dureza, dependem marcadamente do tamanho médio de grão e do grau de deformação do material. Em relação à deformação, a seção anterior mostrou que, exceto pela ZTMA, as outras zonas de solda apresentaram grãos equiaxiais, praticamente livres de deformação. O gráfico da Figura 5.14 apresenta a variação do tamanho médio dos grãos da condição 3 (700RPM), para cada uma das regiões de solda identificadas. O mesmo padrão se repete para as demais condições.

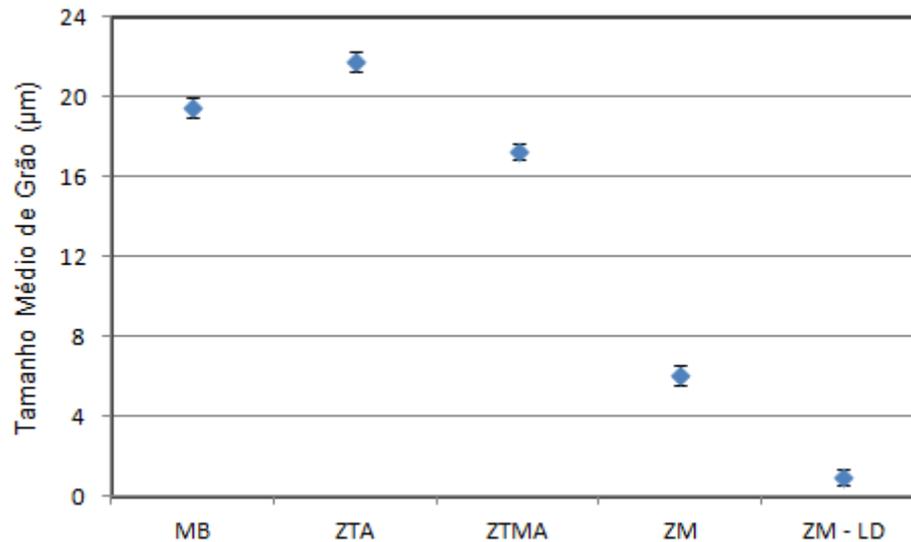


Figura 5.14 Tamanho médio dos grãos das diferentes zonas de solda (condição 3).

5.4.1 Microdureza

Os perfis de microdureza foram obtidos ao longo da superfície da seção transversal das juntas, de acordo com o procedimento descrito no capítulo 4 – MATERIAIS E MÉTODOS. A figura 5.15 apresenta os resultados obtidos para a condição 3.

Com exceção da ZM, não existe uma diferença estatística significativa de tamanho de grão entre as zonas microestruturais. Considerando a relação estabelecida por Hall-Petch entre dureza e tamanho de grão, tal característica é observada no perfil de microdureza Vickers da MB e a ZTA. Apesar do tamanho médio de grão da ZTMA ser equivalente aos do MB e da ZTA, os grãos nessa região encontram-se mais deformados e com uma densidade de discordâncias maior, conforme discutido na seção anterior, o que reflete no aumento de dureza observado. É importante notar que os valores de microdureza encontrados na ZTMA são equivalentes para os dois lados da junta (lado de avanço e de retrocesso). Tal simetria pode ser atribuída à geometria da ferramenta, que combinada com os parâmetros de processo, garante um fluxo de material e uma distribuição de temperatura homogêneos.

Diferente dos resultados aqui apresentados, a maioria dos trabalhos para ligas leves relata a diminuição da dureza na ZTMA e na ZM. De acordo com Mishira et. al. [23], a perda de dureza em ligas de alumínio soldadas por FSW pode ser causada pelo engrossamento ou dissolução de precipitados duros durante o ciclo térmico de soldagem.

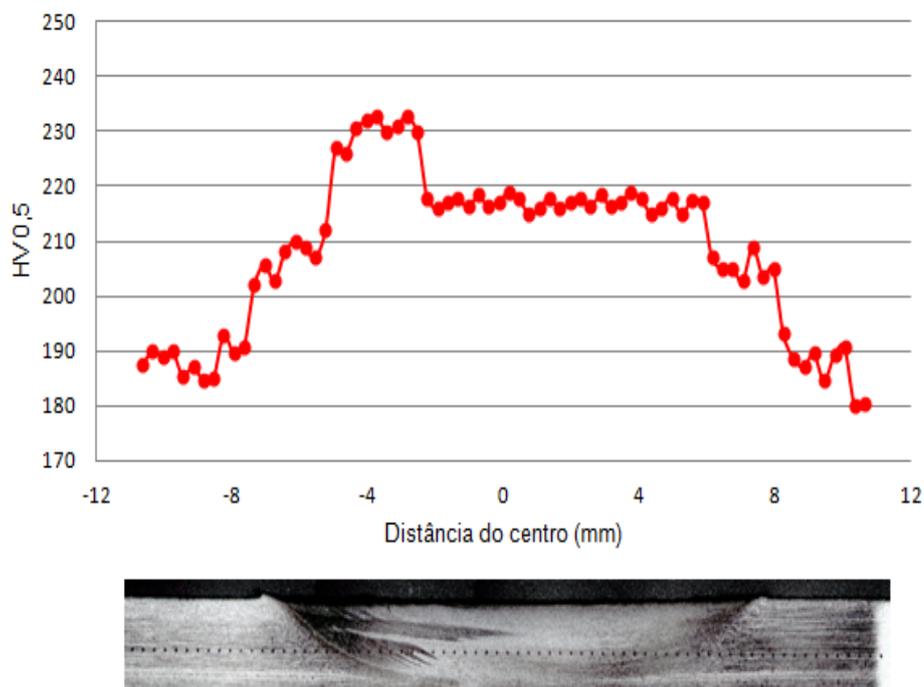


Figura 5.15 Perfil de microdureza Vickers na seção transversal da junta (condição 3).

O comportamento descrito se repete com pequenas alterações para todas as condições de soldagem, indicando que as transformações decorrentes do processo não variam de modo apreciável com as diferentes combinações de parâmetros. As diferenças mais notáveis são observadas na ZTMAs e na ZMs (Tabela 5.1). Na ZTMA, nota-se que com o aumento da velocidade de rotação ou taxa de deformação aplicada, o valor da microdureza diminui, já que grãos mais deformados recuperam mais facilmente. Na ZMs o decréscimo na microdureza com o aumento da velocidade de rotação é função do maior tamanho médio de grão, observado na Figura 5.11.

Os resultados de microdureza apresentados neste trabalho são interessantes do ponto de vista tecnológico, visto que não há perda ou

diminuição das propriedades em relação ao MB após o procedimento de soldagem.

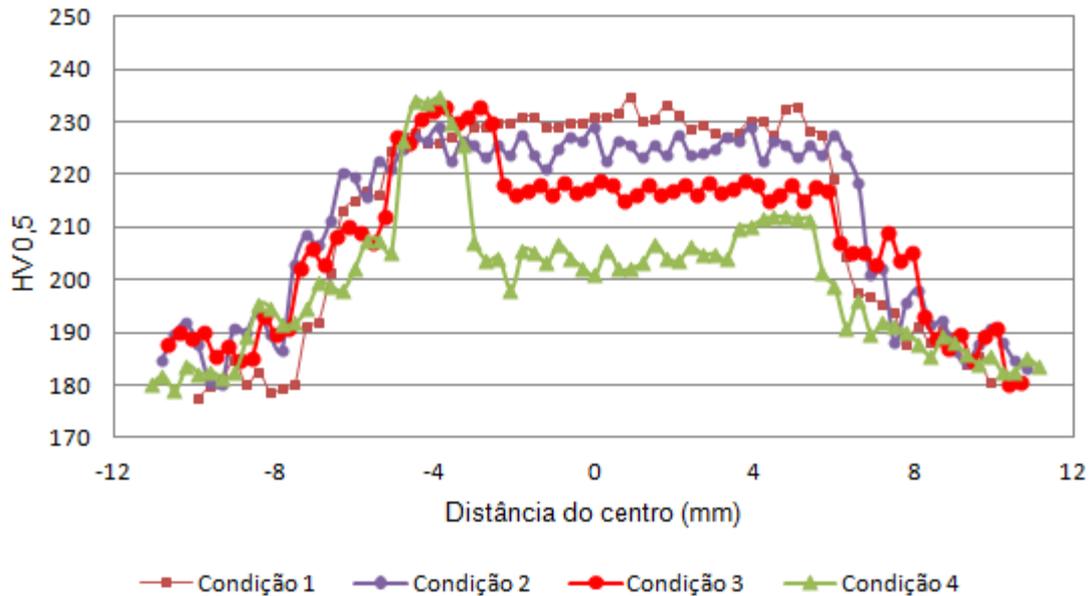


Figura 5.16 Comparação dos perfis de microdureza Vickers na seção transversal das juntas.

Tabela 5.1 Valores obtidos dos ensaios de microdureza Vickers

Condição	ZTA	ZTMA	ZM
1	191.2±2.1 HV	218.6±2.1 HV	231.4±2.2 HV
2	192.1±2.0 HV	218.1±1.9 HV	225.5±2.0 HV
3	192,7±1.8 HV	210.3±2.0 HV	218.4±1.9 HV
4	193.5±2.4 HV	206.9±2.3 HV	210.2±2.3 HV

5.4.2 Tração

As propriedades de tração também foram determinadas para o aço inoxidável 304 para cada uma das quatro condições de soldagem, assim como para o material de base. Os corpos de prova foram extraídos das placas soldadas, sendo a carga aplicada transversalmente ao cordão de solda e, conseqüentemente a direção de laminação. A Tabela 5.2 apresenta as principais propriedades de tração obtidas nos ensaios. Os resultados são apresentados em termos de tensão de escoamento ($R_{p0,2}$), tensão máxima (R_m) e alongamento (A). As propriedades de tração do MB estão de acordo com os

valores apresentados na literatura, os quais foram mostrados na Tabela 4.2. Variações na composição química e no processo de fabricação são responsáveis pelos pequenos desvios de $R_{p0,2}$ e R_m quando comparados aos encontrados na literatura.

Tabela 5.2 Valores obtidos dos ensaios de tração.

Condição	Lim. de Escoamento $R_{p0,2}$ (MPa)	Lim. de Resistência R_m (MPa)	Along. até a fratura A (%)
1	352	675	29
2	310	623	30
3	252	566	34
4	247	574	34
MB	212	515	38

De acordo com a tabela, as propriedades de tração das juntas para as quatro condições de soldagem exibiram uma resistência mecânica superior a do MB, o que é consistente com a observação da existência de grãos refinados na região central da solda. A fratura ocorreu para cada uma das amostras exatamente no mesmo local: na ZM. A velocidade de rotação teve uma influência importante na resistência das juntas, sendo a condição 4 (800 RPM) a que apresentou os melhores valores de resistência. Em contrapartida, verificou-se que o percentual de alongamento das juntas é inferior em comparação com o MB, porém ainda considerável.

6. CONCLUSÕES

Dada a incipiência do tema de pesquisa, os resultados obtidos mostraram-se excelentes no que se refere à união do aço inoxidável austenítico AISI 304 por meio do processo de soldagem por fricção e mistura (FSW) para a combinação de parâmetros de soldagem e geometria de ferramenta utilizados, conferindo maior confiabilidade ao referido processo de união para esta classe de materiais. As principais conclusões são destacadas a seguir.

1. O comportamento uniforme da força e do torque aplicados pela ferramenta durante o processo de soldagem foram um primeiro indicativo da boa consolidação do material na zona de mistura e da ausência de defeitos.
2. Apesar da tendência a sensitização, esse fenômeno não ocorreu. Os ciclos de aquecimento e resfriamento ocorreram de forma extremamente rápida, de modo que não houve tempo suficiente à formação dos carbonetos de cromo;
3. A caracterização macroestrutural básica das soldas evidenciou o aspecto homogêneo e a ausência total de “buracos”, mostrando que para todas as condições de soldagem houve suficiente plastificação do material de modo a evitar o aparecimento de tais defeitos;
4. A ZTMA e a ZM foram caracterizadas, respectivamente, por recuperação e recristalização dinâmica. O aumento no aporte de energia afetou tais fenômenos, que refletiram diretamente nas propriedades mecânicas.
5. No lado de avanço da ZM foi observado um maior refinamento de grãos em relação às demais regiões, fruto dos altos níveis de deformação impostos nessa região específica da ZM. Nessa região foi constatada ainda a formação de fase- σ , resultado provável da decomposição eutetóide da ferrita- δ nas fases sigma e austenita, acelerada pelos altos níveis de deformação e pela recristalização;

6. Os resultados de microdureza apresentados neste trabalho são semelhantes aos relatados em alguns trabalhos recentes de aços inoxidáveis soldados por FSW, nos quais a ZM apresenta uma dureza menor que a ZTMA, mas geralmente superior ao material de base, fato este importante do aspecto tecnológico, visto que não há perda ou diminuição das propriedades mecânicas, diferente do que ocorre nos processos de soldagem tradicionais. O aumento da dureza foi relacionado às mudanças microestruturais ocorridas no material devido aos fenômenos de recuperação e recristalização.

7. Os ensaios de tração mostraram que as juntas para todas as quatro condições apresentam elevada resistência mecânica e bons índices de alongamento em comparação ao MB, consistentes com a existência de grãos refinados na ZM. Apesar de presente, aparentemente a quantidade de fase- σ formada não foi suficiente para deteriorar as propriedades mecânicas do material.

7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Verificada a viabilidade da união do aço inoxidável AISI304 pela técnica de soldagem por fricção e mistura (FSW), outros trabalhos podem ser realizados para a evolução do conhecimento científico acerca do tema de pesquisa, conforme sugestões abaixo:

- Medição da temperatura em diferentes posições e determinação do aporte real de energia térmica;
- Determinação da quantidade de fase- σ formada em função do aporte térmico e do grau de deformação, assim como a definição dos níveis em que essa fase afeta de forma efetiva as propriedades mecânicas das juntas;
- Avaliação do efeito da geometria da ferramenta, assim como da velocidade de soldagem, sobre o fluxo de material e conseqüentemente sobre o desempenho mecânico das soldas;
- Caracterização do desempenho mecânico em sollicitação de impacto e fadiga;
- Avaliação das propriedades de corrosão em cada uma das zonas de soldagem.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] INTERNATIONAL STAINLESS STEEL FORUM (ISSF). **Stainless Steel in Figures**. Disponível em: <http://www.worldstainless.org>. Acesso em: 20 set. 2012.
- [2] MERAN, C.; KOVAN, V., ALPTEKIN, A. Friction stir welding of AISI 304 austenitic stainless steel. **Materialwiss Werkstofftech**, v. 38, n. 10, p. 829-835, 2007.
- [3] MISHRA, R. S. Friction stir processing technologies. **Advanced Materials & Process**, v. 161, n.10, p. 43-46, 2003.
- [4] MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 2001.
- [5] THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. **The procedure handbook of arc welding**. Ohio: Welding stainless steel, 1973.
- [6] CARBÓ, H. M. **Aço Inoxidável: Aplicações e Especificações**. São Paulo: Acesita, 2001.
- [7] PADILHA, A. F.; RIOS, P. R. Decomposition of Austenite in Austenite Stainless Steels. **ISIJ International**, v. 42, n. 4, p. 325-337 2002.
- [8] LEE, J.; KIM, I.; KIMURA, A. Application of small punch test to evaluate sigma-phase embrittlement of pressure vessel cladding material. **Journal of Nuclear Science and Technology**, v. 40, n. 09, p. 664–671, 2003.
- [9] VILLANUEVA, D. M. E. et al. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. **Materials Science and Technology**, v.22, n. 09, p. 1098-1104, 2006.
- [10] FERREIRA, R. C. **Estudo da formação da fase sigma em aços inoxidáveis austeníticos**: foco nas ligas AISI 317, 317L e 317LN. Dissertação (Mestrado em Metalurgia) - Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- [11] ZINGALES, A.; QUARTARONE, G.; MORETTI, G. Sigma phase intergranular corrosion effects in austenitic welds containing ferrite. **Corrosion (NACE)**, v. 41, n. 03, p. 136-141, 1985.
- [12] CUI, Y.; LUNDIN, C. D. Austenite-preferential corrosion attack in 316 austenitic stainless steel weld metal. **Materials and Design**, v. 28, n. 1, p. 324–328, 2007.

[13] JANG, A. Y.; LEE, H. W. Influence of sigma phase on pitting resistance depending on solidification mode in AISI 316L weld metal. **Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 43A, n. 6, p. 1736-1741, 2012.

[14] PADILHA, A. F. et al. Precipitation in 316L(N) during creep tests at 550 and 600°C up to 10 years. **Journal of Nuclear Materials**, v. 362, n. 1, p. 132–138, 2007.

[15] PASSOS, O. P.; OTUBO, J. A influência da ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos forjados. **Revista Escola de Minas (REM)**, v. 63, p. 57-63, 2010.

[16] SONG, Y.; BAKER, T. N.; McPHERSON, N. A. A study of precipitation in as-welded 316LN plate using 316L/317L weld metal. **Materials Science and Engineering**, v. 212, n. 2, p. 228-234, 1996.

[17] KIM, Y. H. et al. The effect of sigma phases formation depending on Cr/Ni equivalent ratio in AISI 316L weldments. **Materials and Design**, v. 32, n. 1, p. 330–336, 2011.

[18] PRISCO, M. **Curso solda de manutenção**. São Paulo: MP Solda e Consultoria, 2001.

[19] GENTIL, V. **Corrosão**. 4. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2003.

[20] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Solid Metal Induced Embrittlement. **Metals handbook**. 9. ed. Ohio: ASM, 1987. v. 13, p. 1200-1315.

[21] MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. Minas Gerais: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2008.

[22] MATWEB: MATERIAL PROPERTY DATA. **304 Stainless Steel**. Disponível em: <http://www.matweb.com>. Acesso em: 20/Mar/2012.

[23] MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. Friction stir welding and processing. **Materials Science and Engineering**, v. 50, n. 1, p. 1-78, 2005.

[24] VILAÇA, P.; QUINTINO, L.; SANTOS, J. F. ISTIR—Analytical thermal model for friction stir welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 169, n. 3, p. 452-465, 2005.

[25] PEREIRA, G. S.; BOLFARINI, C.; SANTOS, J. F. **Microestrutura de ligas Al-Si hipereutéticas, conformadas por spray e soldadas por Friction Stir Welding**. Porto Alegre: Cbecimat – XVI, 2004.

- [26] SU, J. Q. et al. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. **Acta Materialia**, v. 51, p. 713-729, 2003.
- [27] ANDRADE; L. V. **Weld defect formation in FSW using different downward forces and the influence of weld pitch using different rotational and travel speeds in similar FSW of 4-mm thick 6013-T6 aluminium alloys**. Geesthacht (ALE): GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH, 2005.
- [28] SUTTON, M. A. et al. Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. **Materials Science and Engineering A**, v. 323, n. 1-2, p. 160-166, 2002.
- [29] DEQING, W.; SHUHUA, L.; ZHAOXIA; C. Study of friction stir welding of aluminum. **Journal of Materials Science**, v. 39, n. 5, p. 1689-1693, 2004.
- [30] THREADGILL, P. L.; NUNN, M. E. **A review of friction stir welding: Part 1, Process Overview**. Londres: 2002. Relatório TWI - UK n. 13963.2/02/1150.2.
- [31] ROSATO JÚNIOR, A. **Estrutura integral por soldagem por atrito friction stir welding: requisitos básicos para o projeto estrutural**. Dissertação - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2003.
- [32] ZHU, X.K.; CHAO, Y.J. Numerical simulation of transient temperature and residual stresses in friction stir welding of 304L stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 146, n. 2, p. 263-272, 2004.
- [33] COLEGROVE, P. A.; SHERCLIFF, H. R. 3-Dimensional CFD modelling of flow round a threaded friction stir welding tool profile. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 169, n. 2, p. 320-327, 2005.
- [34] PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformations and alloys**. London: Chapman & Hall, 1992.
- [35] DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. New York: McGraw-Hill, 1988.
- [36] BROFMAN, P. J.; ANSELL, G. S. On the effect of carbon on the stacking fault energy of steel. **Metall. Mat. Trans.**, v. 9A, p. 879, 1978.
- [37] MIRONOV, S.; SATO, Y. S.; KOKAWA, H. **Processing, electron backscatter diffraction in materials science: Applications of EBSD to Microstructural Control in Friction Stir Welding/Processing**. Livermore: Springer, 2009. P. 291-300.
- [38] SCIALPI, A.; TROUGHTON, M.; ANDREWS S. L. In-Line Reciprocating Friction Stir welding of Plastics. **Joining Plastics Magazine**, v. 1, p. 42-51, 2007.

- [39] BELYAKOV, A. et al. Substructures and internal stresses developed under warm severe deformation of austenitic stainless steel, **Scripta Materialia**, v. 42, n. 4, p. 319-325, 2000.
- [40] PARK, S. H. C.; SATO, Y.S.; KOKAWA, H. Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding. **Scripta Materialia**, v. 49, n. 12, p. 1175-1180, 2003.
- [42] SCHWIND, M. et al. Sigma-phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels. **Acta Materialia**, v. 48, n. 10. p. 2473-81, 2000.
- [43] VITEK, J. M.; DAVID, S. A. The solidification and aging behavior of types 308 and 308 CRE Stainless Steel Welds. **Welding Journal**, v. 63, n. 3, p. 246-253s, 1984.
- [44] KOKAWA, H.; KUWANA, T.; YAMAMOTO, A. Crystallographic characteristics of delta-ferrite transformations in a 304L weld metal at elevated temperatures. **Welding Journal**, v. 68, n. 3, p. 92, 1989.
- [45] TSENG, C. et al. Fracture and the formation of sigma phase, M₂₃C₆ and austenite from delta-ferrite in an AISI 304 L stainless steel. **Metall. Mater. Trans. A**, v. 25, n. 6, p. 1147–58, 1994.
- [46] ELMER, J. W.; PALMER, T. A.; SPECHT, E. D. In situ observations of sigma phase dissolution in 2205 duplex stainless steel using synchrotron X-ray diffraction. **Materials Science and Engineering: A**, v. 459, n. 1, p.151–155, 2007.